

INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL

ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERIA
QUÍMICA E INDUSTRIAS EXTRACTIVAS

“Anisotropía mecánica de aleaciones
laminadas y recocidas de los
sistemas Mg, Mg-Y, Mg-Nd”

T E S I S

P R E S E N T A :

Lilian Gabriela Rayas Martínez.

**DIRECTOR DE TESIS:
Dr. José Federico Chávez Alcalá**





INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL

SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

ACTA DE REVISIÓN DE TESIS

En la Ciudad de México, D. F., siendo las 14:00 horas del día 13 del mes de Enero del 2012 se reunieron los miembros de la Comisión Revisora de la Tesis, designada por el Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de ESIQUIE para examinar la tesis titulada:

"ANISOTROPIA MECÁNICA DE ALEACIONES LAMINADAS Y RECOCIDAS DE LOS SISTEMAS Mg, Mg-Nd, Mg-Y."

Presentada por la alumna:

RAYAS

Apellido paterno

MARTÍNEZ

Apellido materno

LILIAN GABRIELA

Nombre(s)

Con registro:

A	1	0	0	0	3	9
---	---	---	---	---	---	---

aspirante de:

MAESTRO EN CIENCIAS EN INGENIERÍA METALÚRGICA

Después de intercambiar opiniones, los miembros de la Comisión manifestaron **APROBAR LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.

LA COMISIÓN REVISORA

Director(a) de tesis

DR. JOSÉ FEDERICO CHAVEZ ALCALA

DR. FRANCISCO CALEYO CEREIJO

DR. SANGBONG YI

DR. DIETMAR LETZIG

DR. DAVID HERNÁNDEZ SILVA



DR. ALEJANDRO CRUZ RAMIREZ

PRESIDENTE DEL COLEGIO DE PROFESORES

ESPECIALIDAD DE
INGENIERÍA QUÍMICA E
INDUSTRIAS EXTRACTIVAS
SECCIÓN DE ESTUDIOS
DE POSGRADO E
INVESTIGACIÓN

DR. JOSÉ JAVIER CASTRO ARELLANO



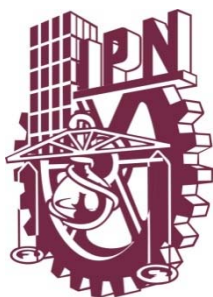
INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

CARTA CESIÓN DE DERECHOS

En la Ciudad de México, D.F el día 13 del mes de Febrero del año 2012, el que suscribe **LILIAN GABRIELA RAYAS MARTINEZ ALUMNO** del Programa de **MAESTRÍA EN CIENCIAS EN INGENIERA METALÚRGICA** con número de registro **A100039**, adscrito a la **SECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN- E.S.I.Q.I.E.**, manifiesta que es autor intelectual del presente trabajo de Tesis bajo la dirección de **DR. JOSE FEDERICO CHAVEZ ALCALA** y cede los derechos del trabajo intitulado **“ANISOTROPIA MECANICA DE ALEACIONES LAMINADAS Y RECOCIDAS DE LOS SISTEMAS Mg, Mg-Nd,M-Y”** al Instituto Politécnico Nacional para su difusión, con fines académicos y de investigación.

Los usuarios de la información no deben reproducir el contenido textual, gráficas o datos del trabajo sin el permiso expreso del autor y/o director del trabajo. Este puede ser obtenido escribiendo a la siguiente dirección **lilianrayas0326@hotmail.com** Si el permiso se otorga, el usuario deberá dar el agradecimiento correspondiente y citar la fuente del mismo.

Lilian Gabriela Rayas Martinez
Nombre y firma



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL

ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERIA
QUÍMICA E INDUSTRIAS EXTRACTIVAS

“Anisotropía mecánica de aleaciones
laminadas y recocidas de los
sistemas Mg, Mg-Y, Mg-Nd”

T E S I S
P R E S E N T A :

Lilian Gabriela Rayas Martínez.

DIRECTOR DE TESIS:
Dr. José Federico Chávez Alcalá



Resumen

El Magnesio y sus aleaciones tienen una posición única como materiales ingenieriles con un bajo peso específico, vasta disponibilidad y fácil reciclabilidad. Como resultado, se experimenta un crecimiento continuo de su consumo en una variedad de aplicaciones atractivas, sin embargo aún se tienen fuertes limitantes en cuanto a sus propiedades de conformabilidad en caliente y en frío. Recientemente se ha reportado que la adición de tierras raras (RE) en bajas proporciones debilitan la textura que presenta el magnesio al ser deformado y que constituye la principal limitante para su conformado.

En este trabajo se preparó Mg puro y 2 aleaciones experimentales Mg-1.5wt%Nd, Mg-3wt%Y, con el fin de estudiar el efecto de los elementos de aleación (Nd, e Y) sobre el proceso de recrystalización y la evolución de la textura. A partir de las aleaciones obtenidas se prepararon barras con un espesor inicial de 20mm, se laminaron en caliente a una Temperatura de 450° hasta un espesor de 1.9 mm, posteriormente se laminaron en frío consiguiendo un espesor final de 1.4 mm en los tres materiales. Después de esta última etapa de conformado se realizó un tratamiento térmico de recocido con el objetivo de obtener granos totalmente recrystalizados, con tamaños de grano similares en los tres materiales con la finalidad de comparar los resultados.

Para la evaluación de la microestructura y textura de las aleaciones se utilizó las técnicas de: microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de R-X. La respuesta mecánica de estos materiales se evaluó utilizando pruebas de formabilidad del tipo "Erichsen" y ensayos de tensión a temperatura ambiente en tres direcciones (dirección de laminación, transversal y a 45°) hasta la fractura y a diferentes porcentajes de deformación.

Durante el proceso de laminación se observó una microestructura altamente deformada con bandas de deformación en los tres casos, sin embargo en magnesio puro estas bandas de deformación no están distribuidas homogéneamente. Las mediciones de textura señalan que durante el proceso de laminación la textura en magnesio puro se debilita, sin embargo durante el recocido la textura se refuerza. Contrariamente en las aleaciones Mg-RE la textura durante la laminación se refuerza, pero después del tratamiento térmico ésta disminuye considerablemente mostrando una separación del polo basal en la dirección de laminación.

Las pruebas mecánicas revelaron que la ductilidad y la formabilidad son afectadas debido a la adición de las tierras raras como elementos de aleación. Además se observó en las mediciones de textura que durante el ensayo de tensión en las tres direcciones se forma una nueva componente de textura conocida como "componente de maclaje en tensión".

Abstract

Magnesium alloy sheets have a significant potential in replacing materials in lightweight designs. Magnesium has the lowest density (1.74) of metallic materials, combined with high specific strength and stiffness. It makes of magnesium and its alloys good candidates to face the challenges of reducing vessel weight in transportation industry, reducing the consume of fuel.

Magnesium alloys present poor formability at room temperature, many efforts have been done to improve it. Many author's have improved magnesium formability by adding RE (rare elements) such as Gd, Nd, Ce, Y, and La, because these RE modify the strong crystallographic texture after the rolling. However, the mechanism(s) by which the texture is modified remains unclear.

Therefore in the present study were prepared 2 experimental alloys Mg-1.5wt% Nd, Mg-3wt% Y and pure magnesium with the purpose of comparing the effect of each alloying element during deformation and recrystallization of magnesium sheets. Fully recrystallized and similar grain sizes were obtained in the three experimental sheets. It has been observed that during the annealing treatment of Mg-RE sheets the additions of Y and Nd cause the retardation of recrystallization and grain growth. In addition, the texture intensities of the rolled and annealed Mg-RE sheets were lower than in pure magnesium sheet.

During the uniaxial tensile test was evident that the additions of RE improve the mechanical response of Mg. Pure magnesium sheet showed the fracture strain of ~4%, whereas the Mg-RE sheets have a remarkable high ductility with ~24% strain. Moreover, the Erichsen values of the Mg-RE sheets are almost 2 times higher than that of the pure Mg sheet. The high ductility and improved sheet formability with well-balanced work hardening in the Mg-RE sheets can be understood as a result of the weak texture, which is favourable for the deformation in the sheet planar as well as thickness directions.

Finally a reduced planar anisotropy ($r \sim 1$) is observed in the Mg-RE sheets, in comparison to conventional magnesium alloys, this is related to the weaker textures. The n -value in this work was higher than conventional magnesium alloy, n -value is one of the important factors which control metal sheet's resistance to plastic instability. Thus, low plastic instability should also contribute to the enhancement of stretch formability.

The texture and microstructural evolution during tensile test at different loading direction 0° , 45° and 90° respect to rolling direction, showed the formation of a new texture component which corresponds to the activity of tensile twinning. This new component was more evident at 0° than 90° , it's obeys the Schmid factor criterion.

Contenido

	Pag.
RESUMEN	
ABSTRACT	
AGRADECIMIENTOS	
<u>Capítulo 1 Introducción</u>	1
Objetivo	2
<u>Capítulo 2 Marco teórico</u>	4
2.1 Generalidades del magnesio	4
2.1.1 Magnesio y sus aleaciones Mg-RE	5
2.2 Cristalografía del magnesio	6
2.2.1 Índices de Miller para celdas unitarias hexagonales	8
2.3 Fundamentos de formación plástica	9
2.3.1 Deslizamiento	9
2.3.2 Maclado	11
2.3.2.1 Tensión	12
2.3.2.2 Compresión	13
2.3.2.3 Maclado secundario	13
2.3.2.4 Reversibilidad del maclado	13
2.4 recristalización	14
2.4.1 Recristalización dinámica	14
2.5 Textura	16
2.5.1 Representación de textura	17
2.5.2 Figuras de Polos	
2.5.3 Mediciones de macro textura	18
2.5.4 Desarrollo de la textura en Mg	19
2.6 Análisis del edo. del arte	21
<u>Capítulo 3 Desarrollo experimental</u>	26
3.1 Descripción general	26
3.2 Fusión de los materiales	27
3.3 Maquinado	28
3.4 Laminación	29
3.4.1 Laminación en caliente	29
3.4.2 Laminación en Frio	29
3.4 Tratamiento térmico	30

3.5 Metalografía	30
3.5.1 Corte	30
3.5.2 Desbaste y Pulido	30
3.5.3 Electropulido	31
3.5.4 ataque químico	31
3.5.5 caracterización microestructural	32
3.6 Pruebas mecánicas	33
3.6.1 Erichsen	34
3.6.2 Tensión	35
3.7 Medición de textura	35
<u>Capítulo 4 Resultados</u>	36
4.1 Estructura de colada	36
4.2 Microestructura durante el proceso de laminación	36
4.3 Tratamiento térmico	39
4.4 Ensayo de tensión	44
4.4.1 Coeficiente de Lankford	46
4.5 Ensayo Erichsen	47
4.6 Textura durante la laminación	50
4.7 Textura durante el ensayo de tensión a diferentes grados de deformación	53
<u>Capítulo 5 Discusión</u>	66
5.1 Relación de la microestructura y textura durante laminación	66
5.2 Propiedades mecánicas y evolución de la textura	69
5.3 Formabilidad	70
5.4 Evolución microestructural y de la Textura durante el ensayo de tensión	71
<u>Capítulo 6 Conclusiones</u>	74
Anexos	77
Referencias	80

Introducción

El Magnesio y sus aleaciones tienen una posición única como materiales ingenieriles debido a un bajo peso específico, los vastos recursos disponibles y su fácil reciclabilidad. Como resultado, el magnesio experimenta un crecimiento continuo en una variedad de aplicaciones atractivas dentro de los medios de transporte, el sector aeroespacial y en el campo de las telecomunicaciones. Las aleaciones producidas en el pasado necesitan adaptarse a modernos componentes y nuevos entornos de servicio.

El diseño de aleaciones capaces de cumplir con los requisitos de nuevos mercados en el siglo 21 es un factor clave⁽¹⁾, especialmente en los casos en donde el bajo peso juega un papel muy primordial. Un ejemplo de esto es en la construcción de aviones, automóviles y aparatos espaciales⁽²⁾. Se ha concentrado un énfasis en reducir el peso en estos campos porque esto afecta directamente en el consumo de combustible y por consiguiente en la emisión de gases. Este factor es esencial en la sociedad actual por el impacto que tiene sobre el medio ambiente.

Es importante recordar que el magnesio, así como otros materiales con estructura hexagonal muestran una anisotropía pronunciada de las propiedades mecánicas después de la deformación, lo cual es atribuido a la textura cristalográfica que desarrolla durante la deformación dando como resultado poca formabilidad, especialmente a temperatura ambiente, este es el factor principal que limita la aplicación industrial de este metal.

Hoy en día se ha demostrado que la ductilidad y formabilidad de las aleaciones de magnesio se ha mejorado por la adición de RE (tierras raras por sus siglas en inglés), Además la adición de RE es una alternativa para debilitar la fuerte textura basal que se observa en las aleaciones convencionales de Mg. El grupo de las tierras raras incluye la serie de los lantánidos, itrio y escandio⁽³⁻⁵⁾. El magnesio forma soluciones sólidas con gran cantidad de elementos de tierras raras, en donde las zonas ricas en magnesio presentan la formación de un eutéctico. En consecuencia, estas aleaciones mejoran el refinamiento de grano e incrementan la

ductilidad, ya que la presencia de eutécticos de punto de fusión relativamente bajo forman redes que rodean los granos, lo cual tiende a eliminar la microporosidad⁽⁶⁾. En particular la resistencia a alta temperatura y alta estabilidad térmica⁽⁷⁾ de las aleaciones que contienen tierras raras, las hacen atractivas para diversas aplicaciones comerciales.

El Itrio es un elemento con alta solubilidad en el magnesio y tiene el potencial de endurecer por envejecimiento. Se ha agregado zinc⁽²⁾ para reducir la solubilidad del itrio.

El Neodimio tiene una buena combinación con Magnesio en el mejoramiento de la solubilidad en el estado sólido, disponibilidad y bajo costo, pero contenidos mayores al 3% ocasionan gran fragilidad⁽⁸⁾. El incremento en dureza y resistencia en aleaciones Magnesio-Neodimio es debido a la formación de zonas GP (Guinier Preston) en forma de placas, en donde la fase Mg_3Nd precipita sobre los planos prismáticos de la matriz de magnesio. El Neodimio puede ser considerado como el elemento de aleación principal. El Itrio y particularmente el Gadolinio tienen mayor solubilidad en el Magnesio que el Neodimio, pero estos poseen un mayor costo. Además el Gadolinio debido a su gran peso atómico, requiere mayor adición en peso para tener el mismo porcentaje atómico comparado con itrio y Neodimio⁽⁹⁻¹⁰⁾. El propósito de usar Nd es formar precipitados estables, lo cual aumenta la resistencia a la corrosión y a la termofluencia.

El uso de estos elementos plantean un nuevo desarrollo en el campo de aleaciones conformables de magnesio. Sin embargo el conocimiento de los efectos de la adición de tierras raras durante el procesamiento de productos semi-terminados como láminas, perfiles extruidos o forjados aun no se estudia en su totalidad. Los mecanismos de recristalización en estas aleaciones aun no han sido totalmente entendidos lo cual ayudará a desarrollar los parámetros más adecuados para su procesamiento termo-mecánico⁽¹¹⁾.

En los últimos años, las aleaciones de Mg-RE han atraído mucha atención con respecto a la deformación, recristalización y su relación con la textura. Ball y Prangel⁽³⁾ fueron muy probablemente los primeros autores en reportar que las aleaciones que contienen RE como el Nd pueden desarrollar texturas más aleatorias durante extrusión, a diferencia de lo que se observa en las aleaciones convencionales de Mg.

Por lo anterior, en este trabajo se estudian aleaciones experimentales con tierras raras en contenidos mayores a los empleados hasta ahora, Mg-3wt%Y y Mg-1.5wt%Nd, además de Mg puro a través de la evolución microestructural y de textura durante recristalización estática de hojas laminadas en caliente y frío.

De esta manera se estudia el papel que desempeña esta adición de tierras raras sobre la evolución microestructural y de textura mediante un estudio comparativo entre Mg puro, Mg-3wt%Y y Mg-1.5wt%Nd, además del estudio de la anisotropía mecánica de estas aleaciones por medio de ensayos de tensión uniaxial a diferentes direcciones con respecto a la dirección de laminación y pruebas de conformabilidad "Erichsen".

CAPÍTULO 2

2.1 MARCO TEÓRICO

2.1.1. GENERALIDADES DEL MAGNESIO

El magnesio es un elemento metálico situado en el octavo lugar de abundancia en la corteza terrestre, en donde se encuentra en minerales como: dolomita, magnesita y carnalita, los cuales se encuentran ampliamente distribuidos en rocas minerales, mares y lagos⁽¹⁾.

El magnesio metálico se obtiene por dos métodos diferentes: Uno de ellos consiste en reducir el mineral en hornos eléctricos con carburo de calcio y otros reductores. En el otro método, el magnesio metálico se obtiene en dos fases: cloruración del mineral (magnesia, dolomía o giobertita) y electrólisis de cloruro de magnesio en mezclas de sales fundidas a 700°C. El metal se acumula en la superficie del baño y el cloro desprendido se recoge y se aprovecha en la fase de cloruración. Como polvo, es extremadamente reactivo pero como sólido se oxida lentamente al aire y reacciona lentamente en el agua. El magnesio es un reductor poderoso y se emplea en la obtención de muchos metales a partir de sus sales, por ejemplo uranio y titanio, entre otros⁽¹²⁾.

Su extremada baja densidad (1,74 g/cm³), junto con su resistencia específica hace que el magnesio sea la mejor opción como material estructural para componentes en los cuales el peso sea un aspecto crítico. Ésto le otorga importantes ventajas en el campo de las aleaciones ligeras donde generalmente se encuentra aleado con Aluminio, Manganeso, Cobre, Litio, Zinc, Zirconio y elementos lantánidos. Estas aleaciones poseen, adecuadas características de mecanización y fabricación⁽¹¹⁾.

Algunas constantes físicas importantes del magnesio son:

- ✓ Temperatura de fusión: 648.8°C
- ✓ Temperatura de ebullición: 1090°C
- ✓ Masa atómica: 24.305
- ✓ Estructura cristalina: Hexagonal
- ✓ Módulo de Young: 45.109 Pa
- ✓ Módulo de rigidez: 17.109 Pa

- ✓ Modulo de Poisson:0.29
- ✓ Dureza Brinell: 26 Hb

MAGNESIO Y SUS ALEACIONES

Las aleaciones de magnesio son ampliamente utilizadas hoy en día en la industria moderna. La elevada resistencia mecánica, combinada con su baja densidad hacen al magnesio y sus aleaciones muy atractivas para materiales estructurales en: la industria aeronáutica, aeroespacial, automotriz, así como la aplicación de aleaciones de magnesio en la fabricación de maquinaria, lo cual permite disminuir el consumo de combustible, haciendo que su uso sea más rentable. Los productos de magnesio se pueden obtener por diferentes métodos como colada, laminación extrusión y forja. Las aleaciones de magnesio son fácilmente maquinables, en general son resistentes a la corrosión además de existir gran cantidad de recursos naturales para su extracción ⁽²⁾.

En los últimos años las aleaciones de magnesio han sido mejoradas en propiedades como alta resistencia a temperatura ambiente y elevadas temperaturas. Esto se ha logrado por el uso de tierras raras como elementos de aleación, el grupo de las tierras raras incluye la serie de los lantánidos, itrio y escandio. Todo ellos ocupan el subgrupo IIIA de la tabla periódica y por esta razón tienen características similares⁽²⁾. El magnesio forma soluciones sólidas con gran cantidad de elementos de tierras raras, las zonas ricas en magnesio presentan la formación de un eutéctico. En consecuencia, las aleaciones tienen buenas propiedades debido a que mejoran el refinamiento de grano, incrementan la ductilidad, ya que la presencia de eutécticos de punto de fusión relativamente bajo forman redes que rodean los granos, lo cual tiende a eliminar la microporosidad⁽⁶⁾. En particular la resistencia a alta temperatura y alta estabilidad térmica⁽⁷⁾ de las aleaciones que contienen tierras raras, las hacen atractivas para diversas aplicaciones comerciales.

ALEACIONES DE Mg-Y

El Itrio es un elemento con alta solubilidad en el magnesio y tiene el potencial de endurecer por envejecimiento. Inicialmente se utilizó la aleación MgYZnRE⁽¹⁰⁾, en

la que el zinc fue agregado para reducir la solubilidad del itrio. Las propiedades mecánicas de esta aleación no fueron tan buenas como las que se obtenía con la aleación Mg-Y-Nd-Zr, esta aleación tiene buena resistencia a elevadas temperaturas y resistencia a la corrosión⁽¹⁾.

ALEACIONES DE Mg-Nd

El Neodimio tiene una buena combinación con Magnesio en el mejoramiento de la solubilidad en el estado sólido, disponibilidad y bajo costo, pero contenidos mayores al 3% ocasionan gran fragilidad⁽⁹⁾. El incremento en dureza y resistencia en aleaciones Magnesio-Neodimio es debido a la formación de zonas GP (Guinier Preston) en forma de placas, la fase Mg₃Nd precipita sobre los planos prismáticos de la matriz de magnesio. Sin embargo, el Neodimio puede ser considerado como el elemento de aleación principal. El Itrio y particularmente el Gadolinio tienen mayor solubilidad en el Magnesio que el Neodimio, pero estos poseen un mayor costo. Además el Gadolinio debido a su gran peso atómico, requiere mayor adición en peso para tener el mismo porcentaje atómico comparado con itrio y Neodimio⁽¹⁰⁾. El propósito de usar Nd es formar precipitados estables, lo cual aumenta la resistencia a la corrosión y a la termofluencia.

El uso de estos elementos plantean un nuevo desarrollo en el campo de aleaciones conformables de magnesio. Sin embargo el conocimiento de los efectos de la adición de tierras raras durante el procesamiento de productos semi-terminados como láminas, perfiles extruidos o forjados aun no se estudia en su totalidad. Los mecanismos de recristalización en estas aleaciones aun no han sido totalmente entendidos lo cual ayudará a mejorar su procesamiento termomecánico⁽¹¹⁾.

2.2 CRISTALOGRAFÍA DEL MAGNESIO

El magnesio tiene una estructura hexagonal compacta (HCP, por sus siglas en ingles) la cual consiste de capas de átomos con arreglos hexagonales. Los átomos de la primera capa tienen la posición A, los átomos de la segunda capa B se

colocan en los valles intermedios de los átomos de la capa A, la tercera capa se sitúa en la misma posición que la capa A, y la secuencia de apilamiento llega a ser ABABA.....⁽¹³⁾. Esto se puede observar en la Fig. 1.

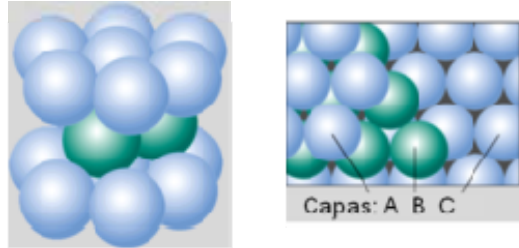


Fig. 1. Secuencia de apilamiento HCP.

La estructura hexagonal compacta es normalmente representada como un prisma oblicuo. La celda unitaria está compuesta por 3 ejes $a_1 = a_2 \neq c$ y los ángulos correspondientes $\alpha = \beta = 90^\circ$, $\delta = 120^\circ$ ⁽¹⁴⁾, ver Fig. 2.

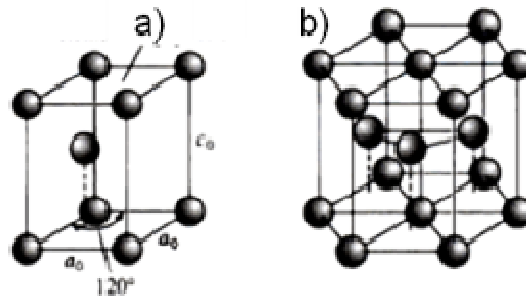


Fig. 2. a) Celda unitaria b) estructura hexagonal compacta hcp.

En los metales con estructura HCP ideal, los ejes a_0 y c_0 se relacionan en la forma $c_0/a_0 = 1.633$. En el caso del magnesio el valor de $c_0/a_0 = 1.624$. Sin embargo, la mayoría de los metales HCP tienen relaciones c_0/a_0 diferentes al valor ideal⁽¹⁴⁾. En la tabla 1 se muestran los valores para otros metales. Ésto indica que el magnesio se encuentra muy cercano al valor ideal de la relación c/a , esta relación es muy importante porque influye en la activación de mecanismos de deformación como deslizamiento y maclaje.

Tabla 1 relación c/a para metales hexagonales⁽¹⁵⁾.

Metal	Cd	Zn	Mg	Co	Zr	Ti	Be
c/a	1.88	1.86	1.62	1.62	1.59	1.58	1.57

2.2.1 ÍNDICES DE MILLER PARA CELDAS UNITARIAS HEXAGONALES

En las celdas hexagonales usualmente se utiliza la notación *Miller-Bravais*. Estos índices hexagonales están basados en un sistema coordinado de cuatro ejes, tres ejes básicos a_1 , a_2 , a_3 que forman 120° entre sí, el cuarto eje o eje c es el eje vertical y está localizado en el centro de la celdilla unidad. Los planos en esta celda se identifican con cuatro índices en vez de tres, llamados índices *Miller-Bravais*, los planos cristalográficos y direcciones están dadas por $(hkil)$ y $[uvw]$ respectivamente^(ref16). El tercer índice se determina por su naturaleza geométrica por ejemplo: $h + k = -l$ y $u + v = -t$, algunos autores reducen los índices *Miller-Bravais* a la siguiente notación $(h\ k\ l)$ ⁽¹³⁾ con la restricción:

$$h + k + l = 0$$

Los planos indican que hkl son números enteros de los recíprocos⁽¹⁵⁾

Los índices de los planos son los recíprocos de las intersecciones que un plano determina con los ejes a_1 , a_2 , a_3 y proporcionan los índices $h\ k\ e\ i$, mientras que el recíproco de la intersección con el eje c da el índice l ⁽¹⁴⁾.

El procedimiento para denotar direcciones en HCP usando la notación Miller-Bravais es más complicado, debido a que las direcciones están divididas en cuatro vectores donde son requeridos cuatro ejes (a_1 , a_2 , a_3 y c) entonces se determina el número de parámetros de red necesarios para moverse en cada eje con el propósito de ir de la cola de la dirección a la punta de la misma, y al mismo tiempo se asegura que $h+k=-i$ como se observa en la Fig. 3.

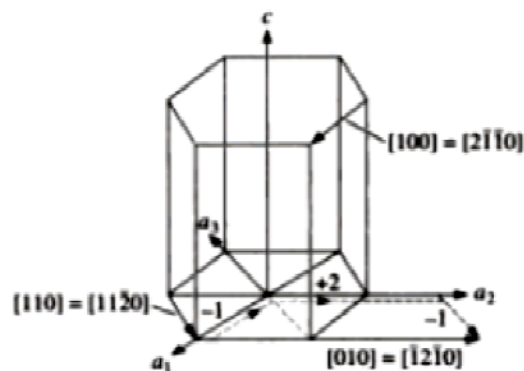


Fig. 3. Determinación de las direcciones en HCP.

Una manera de transformar de índices de Miller a Miller – Bravais se puede hacer de la siguiente manera⁽¹⁵⁾:

$$(HKL) \rightarrow (hkil) = (H, K, -(H + K), L)$$

$$[UVW] \rightarrow [uvw] = [2U - V, 2V - U, -(U + V)3W]$$

2.3 FUNDAMENTOS DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN MAGNESIO

La deformación en magnesio a bajas temperaturas ocurre por deslizamiento y maclaje. La interacción entre estos mecanismos de deformación afecta las propiedades mecánicas resultantes. Debido a su estructura cristalina hexagonal y su baja tendencia al maclaje, el magnesio y sus aleaciones muestran muy poca formabilidad a temperatura ambiente.

2.3.1 Deslizamiento

El deslizamiento cristalino consiste en que una parte del cristal desliza sobre otra parte del mismo a lo largo de una superficie densamente poblada de la red y en una dirección que es también una línea principal del cristal. A esto se le conoce como sistema de deslizamiento. El deslizamiento ocurre a lo largo de planos cristalográficos específicos (fracción atómica planar más elevada) y a lo largo de direcciones preferentes (fracción atómica lineal más elevada)⁽¹⁷⁾. El deslizamiento ocurre cuando el esfuerzo cortante sobre el plano y dirección de deslizamiento alcanza el valor umbral llamado esfuerzo cortante crítico resuelto (CRSS). El deslizamiento es controlado por movimiento de dislocaciones.

Los principales planos y sistemas de deslizamiento para magnesio se muestran en la figura 4. En los metales HCP, el único plano con alta densidad atómica es el plano basal (0001). Los ejes $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, también llamados $\langle a \rangle$ son las direcciones más compactas. Para el caso del magnesio a temperatura ambiente, el deslizamiento ocurre sobre el plano (0001) en la direcciones $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, por que el esfuerzo cortante critico resuelto (CRSS) para el deslizamiento basal $\langle a \rangle$ es cien veces menor que el que se requiere para la activación de $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ deslizamiento primatico y $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ deslizamiento piramidal tipo I, ver figura 4. Solo existe un plano basal por celda unitaria y tres direcciones $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, la HCP

posee tres sistemas de deslizamiento, sin embargo, el deslizamiento basal solo puede ofrecer dos sistemas de deslizamiento independientes^(ref18.). Por otra parte la deformación a lo largo del eje C no puede ser acomodada por ningún de los tres sistemas de deslizamiento mencionados anteriormente, ya sea por separado o en combinación con otros, porque todos ellos tienen la dirección de deslizamiento $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ⁽¹⁸⁾. Debido a esto, dos sistemas de deslizamiento no son suficiente para satisfacer el criterio de Von Mises⁽¹⁸⁾ (más de 5 sistemas de deslizamiento independientes deben operar para tener deformación plástica uniforme en polí cristales).

Existe un mecanismo adicional que puede compensar la ausencia de los sistemas de deslizamiento, éste es el maclaje. Sin embargo, éste representa solo la mitad de un sistema independiente, por otra parte el maclaje puede asistir la activación del deslizamiento prismático piramidal porque éste produce un cambio considerable en la orientación del cristal, el cual puede favorecer el deslizamiento no basal con respecto al eje en que se aplica el esfuerzo⁽¹⁹⁻²⁰⁾.

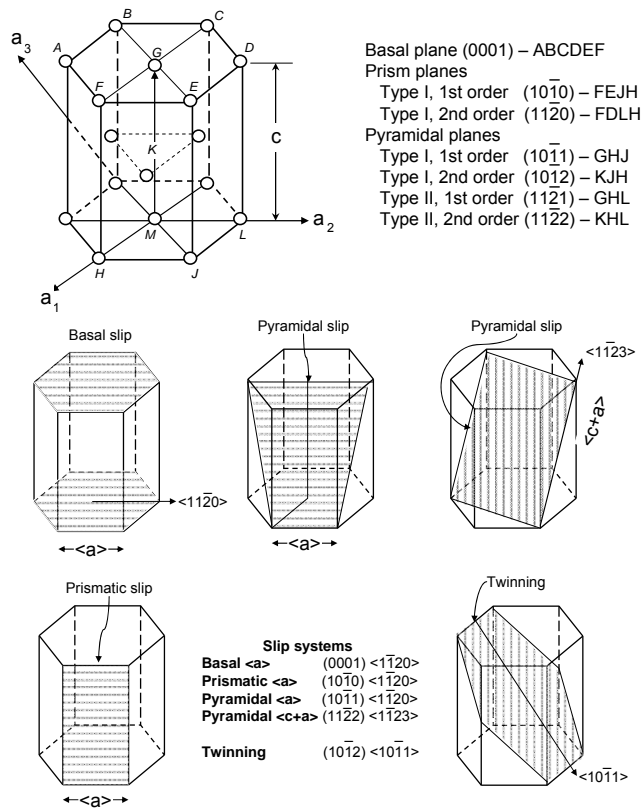


Fig. 4. Planos y direcciones más importantes en HCP.

2.3.2 Maclado

El maclado representa el segundo mecanismo por el cual un metal se deforma. Este mecanismo es importante para los sistemas en donde el deslizamiento es difícil. Durante el maclado no hay cambio en la estructura cristalina pero si hay cambio en la orientación de red cristalina. La deformación por maclado se basa en corte puro y es acompañado por un cambio de forma. En contraste con el deslizamiento, los átomos se mueven uno respecto a otro solo una fracción de la distancia interatómica. La zona maclada tiene la misma estructura cristalina que el cristal original, pero distinta orientación.

La red de la macla es una imagen espejo del cristal original, y el plano de simetría entre éstas dos porciones es llamado plano de maclaje⁽¹⁷⁾ como se observa en la Fig. 5a. Sobre una superficie pulida la macla de deformación presenta el aspecto de agujas, Fig. 5b.

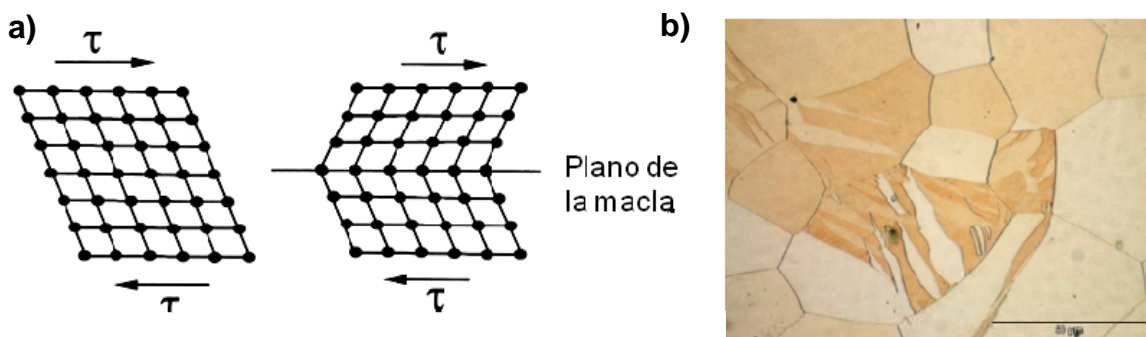


Fig. 5. a) Maclaje y b) Maclas en magnesio puro.

Como se ha mencionado anteriormente, el maclaje es un mecanismo de deformación en magnesio, especialmente a temperatura ambiente, el maclaje ocurre cuando los sistemas de deslizamiento son restringidos, esto explica la aparición del maclaje a bajas temperaturas o elevados grados de deformación en metales HCP en donde el deslizamiento basal no es favorable^[21].

La importancia del maclado durante la deformación plástica no es precisamente la deformación producida sino el cambio de orientación como resultado del maclado. Este mecanismo puede orientar de manera favorable los sistemas de deslizamiento con respecto al eje en el que se esté aplicando la fuerza, entonces podrá ocurrir un deslizamiento adicional.

El maclado mecánico tiene características muy específicas que lo distinguen del deslizamiento cristalino, como son:

El maclado es un mecanismo de deformación unidireccional. Los metales hexagonales se caracterizan por la tener la habilidad de producir deformación en compresión o tensión a lo largo del eje c, pero no ambos. Esto depende de la relación c/a y puede ser maclado en tensión o compresión. Para el caso del magnesio es maclado en tensión debido a que éste solo opera a valores $<\sqrt{3}$ cuando la componente en tensión es paralela al eje c, por el contrario este sistema no puede operar si existe un esfuerzo compresivo actuando a lo largo del eje c, es decir, ocurre cuando el plano basal esta paralelo al plano de laminación, por esta razón el maclaje ocurre en el magnesio durante la laminación si la orientación del cristal se encuentra lejos de la orientación basal⁽²²⁾.

El maclado tiene una capacidad limitada para acomodar la deformación. La cantidad de deformación plástica causada por el maclado es de 0.065⁽²²⁾.

Se considera que las maclas pueden actuar a como barrera para el movimiento de dislocaciones, por esta razón la formación masiva de maclas permite el refinamiento de grano⁽²³⁾.

El maclado causa una súbita reorientación en el cristal. La naturaleza de la nueva orientación dependerá del tipo de maclado. En la literatura frecuentemente se han reportado para las aleaciones de magnesio tres tipos de maclado: maclas en tensión, maclas en compresión y doble maclado⁽¹⁵⁾.

2.3.2.1 Maclas en tensión $\{10\bar{1}2\} < 10\bar{1}1 >$

Este tipo de maclaje es el más reportado comúnmente por varios autores⁽²⁴⁾, este modo de maclaje brinda extensión a lo largo del eje c en magnesio. Por ejemplo cuando un cristal con su plano basal está orientado perpendicular al plano de laminación como se observa en la Fig. 6, éste experimentará una rotación de 86.3° $\{10\bar{1}2\}$ y se convertirá en una orientación muy cercana a la basal y entonces un futuro maclaje no podrá ocurrir. Este tipo de maclaje es llamado maclaje en tensión (tension twinning) y se ve favorecido cuando el eje c está bajo extensión o cuando la contracción es aplicada perpendicular al eje c^(refe25).

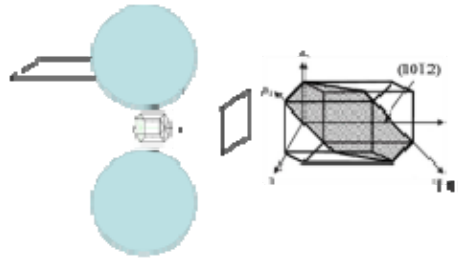


Fig. 6. Maclaje en tensión.

2.3.2.2 Maclas en compresión $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$

Por el contrario $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ puede acomodar compresión a lo largo del eje c y éste se activa cuando hay una componente de deformación paralela al eje c o cuando se aplica una extensión macroscópica perpendicular al eje c. En este sistema los planos basales son rotados en la misma dirección $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ como en maclaje en tensión $\{10\bar{1}2\}$ pero con una rotación de 56° ^(refe24). Las maclas del tipo $\{10\bar{1}1\}$ tienen diferente morfología, son muy delgadas y difícil de detectar⁽²⁴⁾.

2.3.2.3 Maclado secundario (Double twinning) $\{10\bar{1}1\} \{10\bar{1}2\}$

Es un segundo mecanismo de maclaje que puede ocurrir dentro de las maclas primarias. Generalmente se forman maclas en compresión, después el material sufre un segundo maclaje en tensión $\{10\bar{1}2\}$. La primera condición para que ocurra es la presencia de maclas de compresión $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$, entonces el material se somete a un maclaje secundario, así estos dos eventos producen una rotación en el mismo eje $\langle 11\bar{2}0 \rangle$.

2.3.2.4 Reversibilidad de maclaje

Es un mecanismo adicional llamado detwinning or untwining. Este mecanismo ocurre en un material maclado y se observa frecuentemente en compresión-tensión bajo una carga cíclica. Este mecanismo se caracteriza por la desaparición de las bandas de maclaje existentes, por ejemplo: maclas capaces de desaparecer o llegar a ser más estrechas bajo carga o descarga y pueden reaparecer cuando se aplica carga otra vez⁽²⁶⁻²⁷⁾.

2.4 RECRISTALIZACIÓN

La recristalización se define como la sustitución de una microestructura deformada por un nuevo conjunto de granos libres de deformación. Este proceso implica nucleación y el crecimiento de nuevos granos a expensas de los granos deformados que los rodean. La fuerza impulsora para la recristalización es la energía de deformación almacenada.

Existen dos procesos de recristalización: Uno es el proceso de recristalización que tiene lugar durante la deformación, llamada la recristalización dinámica (DRX), otro es la recristalización estática que se lleva a cabo después de la deformación durante tratamiento térmico de recocido. Durante la deformación y recocido también puede existir recuperación dinámica y estática respectivamente. Sin embargo, el proceso de recuperación es asociado con la restauración de las propiedades físicas por el acomodo o aniquilación de dislocaciones sin ningún cambio considerable en la microestructura⁽²⁴⁾. La recristalización dinámica es importante para la ingeniería de materiales, incluyendo aleaciones de magnesio, ya que ocurre durante la deformación plástica a temperaturas $> 0.5T_m$, donde T_m = (temperatura de fusión en K).

2.4.1 Recristalización dinámica (DRX)

La recristalización es un proceso importante para las aleaciones de magnesio debido a que influye directamente en la microestructura y propiedades mecánicas de productos semi-terminados, en esta sección se describirán los mecanismos de recristalización que se han reportado para Mg y sus aleaciones.

Los mecanismos de DRX pueden ser divididos en dos grupos llamados continuos y discontinuos. Un proceso continuo de recristalización envuelve la absorción continua de dislocaciones en los límites de subgranos (límites de bajo ángulo), los cuales ocasionalmente resultan en la formación de límites de alto ángulo. Un proceso discontinuo de recristalización se caracteriza por la nucleación y crecimiento de nuevos granos debido a la migración de los límites de alto ángulo. En general durante la recristalización continua las dislocaciones permanecen en

los granos recristalizados, mientras que en la recristalización discontinua las dislocaciones son movidas hacia los limites de alto ángulo⁽²⁴⁾.

Han sido propuestos algunos mecanismos de DRX de acuerdo a los sitios de nucleación de los nuevos granos recristalizados. 1) nucleación de límite de grano, 2) maclaje, 3) nucleación estimulada por partículas (PSN por sus siglas en ingles)⁽²⁸⁻³⁰⁾.

La textura cristalográfica es el resultado de la recristalización, la cual depende primeramente de la orientación del núcleo y del carácter selectivo de crecimiento del proceso. En las aleaciones de magnesio se han propuesto por lo menos 4 mecanismos de nucleación:

- 1) Nucleación de limites grano, nuevos granos aparecen debido a la gran deformación, la cual es acomodada por mecanismos de deslizamiento no basales. Así se forman nuevos granos adyacentes a los límites de grano originales. Este mecanismo no permite una alteración significativa en la textura en Mg.
- 2) Movimiento de subgranos, permite coalescer límites de bajo ángulo y la formación de límites de alto ángulo. Este mecanismo es provocado por la actividad de un deslizamiento no basal⁽³¹⁾.
- 3) Existe una variedad de bandas de corte propuestas como sitios de nucleación en magnesio y sus aleaciones, incluyendo la operación de deslizamiento basal en granos mal orientados, lo cual permite la formación de “kink band”) (al cruzarse las líneas de dislocación no coplanares se producen mutuamente escalones), vinculando la deformación de zonas ya mencionadas arriba, y la deformación por maclaje. Cada tipo de banda puede tener los planos basales casi paralelos al plano de corte y permitir el debilitamiento de la textura basal en lámina.
- 4) Finalmente las partículas incrementan la fuerza motriz para la recristalización y actúan como sitios de nucleación generando heterogeneidades locales en la energía de deformación y orientación. Esto da lugar a que la PSN proporcione más núcleos orientados al azar y ésto resulta en la recristalización de texturas débiles⁽³²⁾.

2.5 TEXTURA

La mayoría de los materiales en estado sólido, incluyendo metales, cerámicos y minerales tienen una estructura compuesta de una gran cantidad de cristalitas o granos. Se puede definir que la Textura es la distribución de las orientaciones cristalinas en una muestra⁽³³⁾.

La textura cristalográfica y orientación preferencial de las cristalitas que conforman un policristal es uno de los aspectos primarios que caracterizan la estructura de un material. Por lo tanto la importancia de la textura recae en la anisotropía de las propiedades de muchos materiales; esto significa que el valor de una propiedad dada dependerá de la dirección en que sea medida. En la mayoría de los casos las orientaciones en los policristales ya sean naturales o tecnológicamente fabricados, no se distribuyen al azar y la preferencia de ciertas orientaciones en realidad puede afectar las propiedades del material hasta en un 20 a 50% del valor de la propiedad⁽³³⁾.

Por esta razón, la determinación e interpretación de la textura es de gran importancia en la tecnología de materiales por ejemplo: el análisis de la textura durante un tratamiento termomecánico puede brindar valiosa información acerca de mecanismos alternos durante cierto procesamiento. Hoy en día existen técnicas para medir macrotextura como: métodos de Rayos X o difracción de neutrones.

La textura es representada como la distribución de orientaciones de las cristalitas con respecto a una muestra de un sistema coordinado. Para describir la distribución de orientaciones se requiere introducir dos sistemas coordinados. El sistema coordinado fijo en la muestra se define como $KA = (X, Y, Z)$, aquí generalmente se utiliza la forma exterior de la muestra por ejemplo: normal, transversal y dirección de laminación en el caso de una lamina como muestra. El segundo sistema coordinado es definido como $KB = (X', Y', Z')$, el cual se fija en los ejes del cristal siguiendo la simetría del cristal ejemplo: $[10\bar{1}0]$, $[1102]$ y $[0001]$

para el caso de una estructura hexagonal. Estos dos sistemas de coordenadas están relacionados entre sí por una orientación “g”. Por ejemplo K_A es transformado por g en K_B , la orientación g puede ser representada de diferentes maneras, por ejemplo índices de Miller o ángulos de Euler como se muestra en la Fig. 7. En este trabajo se utiliza Miller⁽³⁴⁾.

$$K_B = g \cdot K_A$$

$$(K_A \rightarrow g \rightarrow K_B)$$

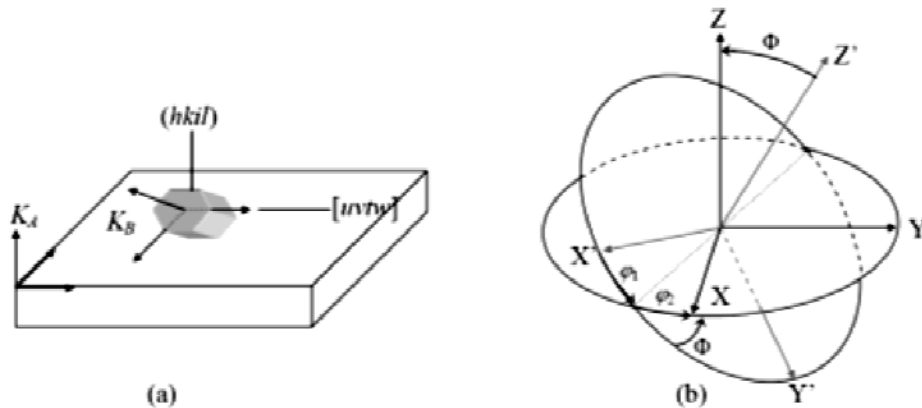


Fig. 7. Representación de la orientación g . (a) Índices de Miller; (b) ángulos de Euler, este sistema coordenado es presentado como Z y X-Y plano para la muestra; Z' , X' - Y' plano para el cristal.

2.5.1 Representación de los datos de textura

Los datos obtenidos de las mediciones de textura pueden ser presentados de diferentes maneras. Una de ellas es por figuras de polos (FP), con la cual será representada la textura en este trabajo, figuras de polos inversas y espacio de Euler⁽²⁴⁾.

2.5.2 Figura de polos

Las figuras de polos son proyecciones estereográficas en dos dimensiones que describen la relación entre la orientación de los ejes cristalográficos del cristal con respecto al sistema coordenado de una muestra. A continuación se presenta un ejemplo de cómo se produce una proyección estereográfica:

El origen del sistema coordenado se encuentra situado al centro de una esfera. Los planos normales son proyectados sobre la esfera. Las intersecciones con la superficie de la esfera son llamados polos. Los polos de la mitad superior de la esfera de referencia son mapeados sobre el plano horizontal. En el plano de proyección las direcciones cristalinas en 3 dimensiones son convertidas en puntos⁽²⁴⁾, ver Fig. 8.

Fig. 8. Proyección estereográfica

Se construye así una figura de polos para una intensidad difractada que es proporcional al volumen de la muestra orientado en una posición determinada.

2.5.2 Mediciones de macro-textura por DR-X

La macrotextura mide la fracción volumétrica de una familia de planos en particular con respecto a una muestra de sistema coordenado. Los ejes de la muestra con el sistema coordenado se escogen normalmente de acuerdo a la importancia de las direcciones que están asociadas con un cambio de forma externa del espécimen. Usualmente pueden ser: dirección de laminación DL, extrusión indirecta EI, dirección normal (DN) y la dirección transversal (DT). La textura que se obtiene de esta manera es un valor promedio de todo el volumen de la muestra medida⁽²⁴⁾.

Los rayos x son más ampliamente usados debido a su bajo costo y a que la información que suministran en la mayoría de los casos es representativa de la muestra. Existen dos variantes, una por reflexión, preferentemente para metales y sustancias densas, la otra por transmisión usada para plásticos y sustancias

transparentes a la radiación. La técnica de reflexión presenta la desventaja de que los rayos X tienen poca penetración en el material⁽³⁵⁾.

Las mediciones se realizan utilizando cabezas goniométricas que se colocan en los portamuestras de los difractómetros de polvos convencionales⁽¹³⁾. Su fundamento es la ley de Bragg. Se fija el ángulo 2θ entre el haz que sale del tubo (fuente de rayos X o salida de neutrones) y el detector, se hace rotar la muestra según dos ejes, uno perpendicular (β) y otro contenido en el plano en el plano de la muestra (α), como se observa en la Fig 9. Solo aquellas cristalitas que cumplan la expresión: $n\lambda = 2d \sin \theta$ y cuyos vectores recíprocos bisecten el ángulo formado por el haz incidente y el difractado, contribuirán a la intensidad en el detector⁽³⁵⁾.

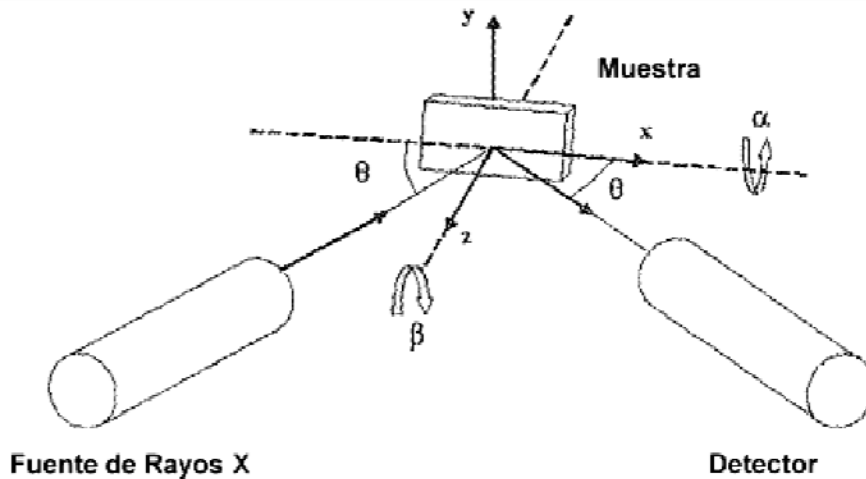


Fig. 9. Principio de medición de textura⁽²⁴⁾.

2.5.3 Desarrollo de textura en metales hexagonales, especialmente en magnesio

Los estudios de textura para metales hexagonales en el pasado han sido enfocados principalmente a aleaciones de Zirconio y Titanio. Por razones económicas la investigación sobre magnesio ha recibido menor atención desde el final de la guerra mundial y entonces la textura de estas aleaciones fue analizada principalmente como una herramienta para compararlas con otros metales hexagonales.

Debido a esto, Beck realizó una revisión exhaustiva sobre aleaciones de Magnesio a principios de los años 1940⁽⁸⁾, incluyendo resultados sobre medidas de textura mediante la técnica de películas de rayos X (X-ray film). Sin embargo, esto no fue direccionado como un análisis cuantitativo de textura debido a las limitaciones de la técnica en esos tiempos, sin embargo los resultados acerca de la textura basal después de extrusión y laminación son aceptados en la actualidad, en los cuales los planos (0002) son paralelos al eje de deformación principal.

En años recientes estas aleaciones han generado un interés significativo con el incremento en la demanda por la reducción de peso en elementos automotrices y electrónicos, por lo tanto muchas actividades de investigación han sido enfocadas para mejorar las propiedades químicas y mecánicas, también en relación con la textura^(1,3,11). La textura en metales hexagonales laminados puede ser clasificada en tres grupos de acuerdo a su relación c/a . Un esquema representativo de textura de laminación es mostrado en la Fig.10⁽³⁶⁾.

Cuando la relación c/a es superior al ideal, $c/a > 1.63233$, como en el caso del Cd y Zn, esto tiende a exhibir texturas con polos basales inclinados de 15° a 25° de acuerdo a la dirección normal a través de la dirección de laminado y los polos prismáticos $\langle 10\text{-}10 \rangle$ muestran el máximo en la dirección transversal, conocido como tipo r (rolling), Figura 10(a).

En el caso de relaciones c/a aproximadamente iguales a la relación ideal (c/a)=1.6333, como Mg y Co, se desarrolla un textura con tendencia de fibra basal conocida como tipo c (center), Figura 10(b) . Metales y aleaciones con la relación c/a menores a la ideal, como son los casos de zirconia y titanio, tienden a formar textura con polos basales inclinados de 20 a 40° en relación a la dirección normal a través de la dirección transversal, y los polos prismáticos $\langle 10\text{-}10 \rangle$ son alineados con la dirección de laminación , Figura 10(c).

La clasificación mediante la relación c/a es; sin embargo un enfoque más simple a muchos otros, debido a que otros factores tienen influencia en la formación de textura, por ejemplo el grado de deformación, temperatura y composición química, etc. Todos estos factores tienen una relación directa o indirecta en la actividad de un modo de deformación y una gran variedad de texturas de deformación se

generan en metales hexagonales debido al hecho que existen diferentes combinaciones de deslizamiento y o maclado que causan diferentes texturas. Por esta razón muchos investigadores se han esforzado para revelar la relación entre mecanismos de deformación y textura.

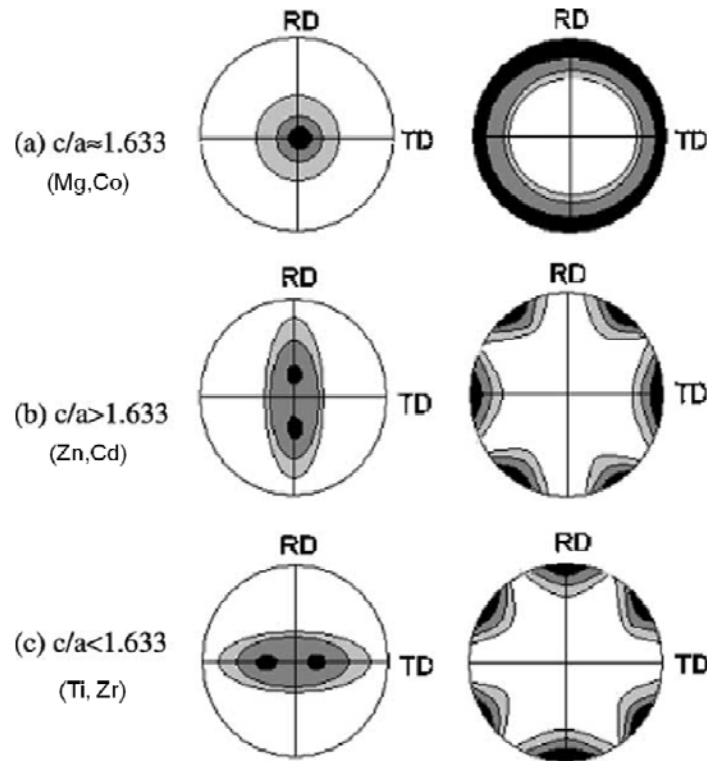


Fig.10. Texturas esquemáticas de laminación en metales HCP con diferentes relaciones c/a ⁽³⁶⁾.

2.2. ESTADO DEL ARTE

Las aleaciones de magnesio con tierras raras han sido investigadas arduamente en Rusia hasta 1980. Estas investigaciones incluyen diagramas de fase, descomposición de solución sólida, la influencia de algunos elementos RE (rare earth elements) sobre las algunas propiedades de magnesio entre otras características⁽²⁾.

En aquel tiempo se encontró muchos indicios de las mejoras en las propiedades mecánicas debidas a las RE. Se reportó el incremento de la plasticidad en materiales extruidos en caliente de aleaciones binarias como: Mg-Y y Mg-Sc⁽²⁾. Lo mismo se reportó para aleaciones Mg-Nd extruidas y recocidas. Las cuales se probaron en tensión a temperatura ambiente en función del contenido de Nd⁽¹⁵⁾. En

este estudio, se observó un mejoramiento de la ductilidad desde muy bajas concentraciones de Nd (0.16w%), lo cual permaneció presente con el incremento de Nd hasta 4.2%w (óptimo). A altas concentraciones de Nd, la elongación se ve afectada. Los autores atribuyeron este incremento en la plasticidad a temperatura ambiente con el incremento de Nd al grado de concentración de la solución sólida para disminuir el tamaño de grano.

También argumentaron que las aleaciones que contiene Nd en pequeñas cantidades interactúan con las impurezas presentes en el magnesio y forman compuestos estables, los cuales pueden ser removidos durante la fusión de las aleaciones (debido a la alta densidad) o permanecen en la estructura como partículas dispersas. Por lo tanto, este proceso purificaría de impurezas los límites de grano del magnesio en solución sólida, y por consecuencia mejoraría la plasticidad. Para aleaciones que contiene más Nd que la máxima solubilidad en magnesio sólido >4.22 w%, aparecen partículas engrosadas de Mg-Nd lo cual resulta en la pérdida de ductilidad a pesar de tener un tamaño de grano fino de ~16µm.

En los últimos años, las aleaciones de Mg-RE han atraído mucha atención con respecto a la deformación, recristalización y su relación con la textura. Ball y Prangel⁽³⁾ fueron muy probablemente los primeros autores en reportar que las aleaciones que contienen RE como el Nd pueden desarrollar texturas más aleatorias durante extrusión, a diferencia de lo que se observa en las aleaciones convencionales de Mg. Ellos encontraron que la textura aleatoria reduce la asimetría en tensión-compresión, lo cual es beneficio en el control de la textura; a su vez esto mejorará la formabilidad. La textura aleatoria observada en aleaciones WE (aleaciones con alto contenido de Y, entre otras tierras raras) fueron adscritas a la recristalización por PSN (por su siglas en inglés Particulate Stimulate Nucleation)⁽³⁾.

Bohlen y colaboradores trabajaron con seis diferentes aleaciones con diferentes contenidos de Zinc y RE ⁽³²⁾. Ellos reportaron que la intensidad del polo basal alineado en dirección normal es baja para las aleaciones que contienen tierras raras comparadas con aleaciones convencionales. Además observaron que la

anisotropía planar se reduce a $r = 1$. Esto se relacionó con la modificación de Mg-ZnRE en donde los granos presentan la orientación favorable para el deslizamiento basal y el maclaje en tensión ver Fig. 11. Mackenzie observó el mismo efecto de modificación por la adición de tierras raras en la textura durante la laminación de ZE10⁽³⁷⁾.

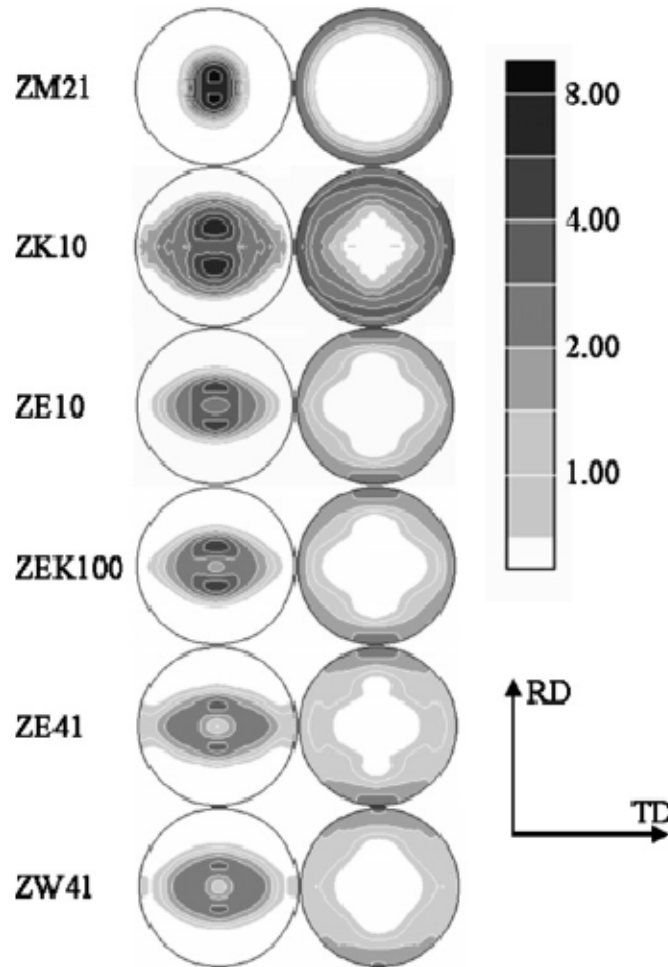


Fig.11. Textura de algunas aleaciones que contienen RE como: ZW41 0.7%W, ZEK4100 con 0.2 Ce%W.⁽³²⁾

Otro trabajo importante es el de Hanstzsche y colaboradores^(32,38) en el cual se atribuye el debilitamiento de la textura en las láminas de magnesio debido al incremento de Y, Nd y Ce, además de encontrar que según se incrementa el contenido de RE el tamaño de grano se reduce como se muestra en Fig. 12.

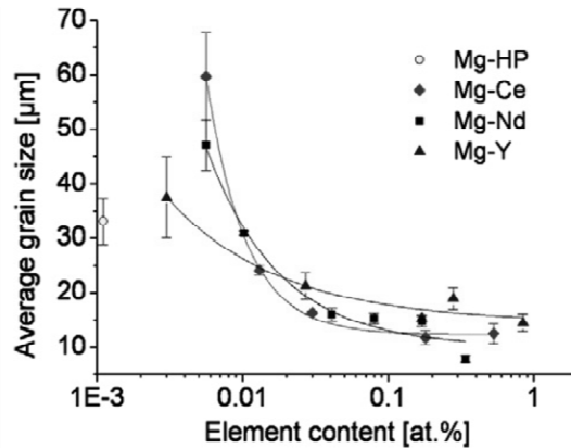


Fig. 12. Tamaño de grano VS contenido de tierras raras ⁽³⁸⁾

Con la finalidad de de desarrollar nuevas láminas de aleaciones de magnesio con alta formabilidad a temperatura ambiente, varios trabajos como el de D. WU⁽³⁹⁾ y colaboradores han mostrado mostrando un mejoramiento en la formabilidad debido a la adición de Gd en aleaciones ternarias como Mg–2%Gd–1%Zn, obteniendo hasta un 50% de alargamiento ver Fig. 3, elevados valores de Erichsen 6.8-7.9. Como se puede ver en la Fig.13. Además Yasumasa⁽⁴⁰⁾ mostró que la adición de Y en cantidades pequeñas modifica y debilita la textura basal de las aleaciones Mg-Zn, contribuyendo en la mejora de la formabilidad.

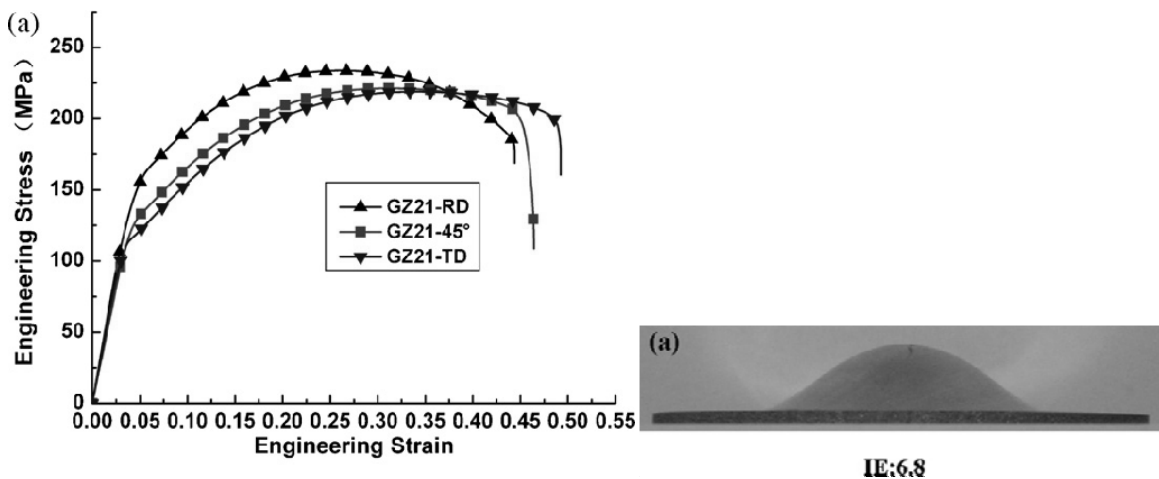


Fig.13. Curva esfuerzo deformación de GZ21 y Erichsen test⁽⁴⁰⁾

Otro trabajo muy importante es el de Sandlöbes⁽⁴¹⁾ en el cual se mostró cuáles son los mecanismos mediante los cuales se mejora la ductilidad en Mg-3 Y,

encontrando que la adición de Y cambia la energía de apilamiento sustitucionalmente en el magnesio. El cambio de SFE sobre los planos basales o piramidales también cambiara su CRSS, y por lo anterior alterar la actividad en los mecanismos correspondientes. Además mostró que magnesio puro se deforma principalmente por deslizamiento basal, y maclaje en tensión, a diferencia de Mg-3Y que mostró alta actividad de deslizamiento piramidal $\langle c+a \rangle$.

Desde el punto vista mostrado anteriormente es evidente que la adición de RE ofrece una posibilidad para controlar la textura de las aleaciones conformables de magnesio.

CAPÍTULO 3

3.1 DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.2 DESCRIPCIÓN GENERAL

En este trabajo se preparó 2 aleaciones experimentales: Mg-1.5wt%Nd, Mg-3wt%Y y Mg puro con el fin de estudiar el efecto de los elementos de aleación (Nd, e Y) sobre el proceso de recristalización y la evolución de la textura. A partir de las aleaciones obtenidas se fabricó barras de las 3 aleaciones con un espesor inicial de 20mm, las cuales fueron laminadas en caliente alcanzando una reducción en el espesor de 1.9 mm a una Temperatura de 450°. Posteriormente fueron laminadas en frío consiguiendo un espesor final de 1.4 mm en los tres materiales.

Después de esta última etapa de conformado se realizó un tratamiento térmico de recocido con el objetivo de obtener granos totalmente recristalizados con tamaños de grano similares en los tres materiales con la finalidad de comparar los resultados. Para evaluar la microestructura y textura de las aleaciones Mg-1.5wt%Nd, Mg-3wt%Y y Mg puro se utilizaron técnicas como: microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de R-X.

La respuesta mecánica de estos materiales se evaluó utilizando pruebas de formabilidad del tipo “Erichsen” y ensayos de tensión a temperatura ambiente en tres direcciones (dirección de laminación, transversal y a 45°) hasta la fractura y a diferentes porcentos de deformación. Esta secuencia se presenta gráficamente en la Fig. 3.1.

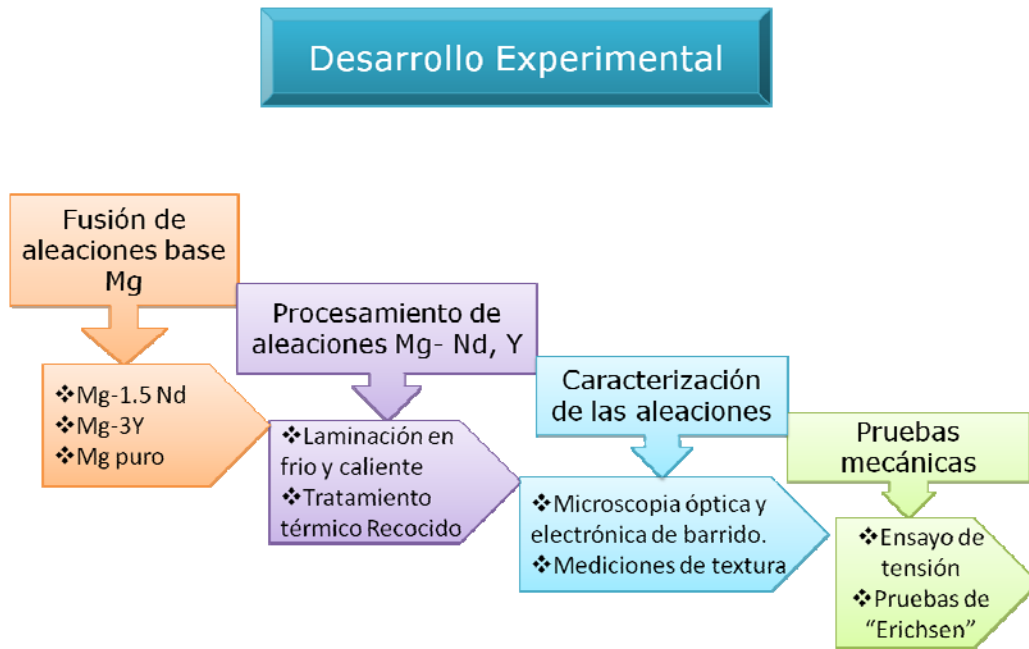


Fig. 3.1. Diagrama desarrollo experimental.

3.1 FUSIÓN DE LOS MATERIALES

Las aleaciones Mg-1.5Nd, Mg-3Y, y Mg puro fueron producidas por colada gravitacional en un horno de resistencia eléctrica, durante la fusión se utilizó una atmosfera protectora de Argón +SF₆, la adición de los elementos de aleación se realizó a una temperatura de 670°C aprox, el metal liquido se mantuvo durante una hora con agitación para asegurar que los elementos de aleación se disuelvan homogéneamente. Las aleaciones fueron vaciadas en moldes de acero cilíndricos, los cuales fueron precalentados a 260°C con la finalidad de reducir la porosidad en los lingotes. La Fig. 3.2. muestra la fusión de los materiales y los lingotes que se obtuvo.

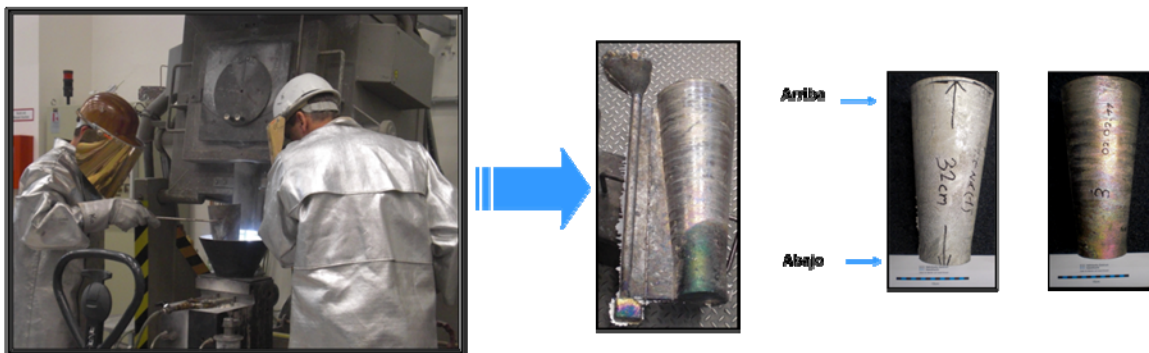


Fig.3.2. Fusión de materiales

Después de la fusión, los materiales fueron analizados de la parte superior, media e inferior del lingote por espectroscopia de emisión óptica, usando OES Spectrolab™ M equipment. En la tabla 1 se muestra el análisis químico de los materiales preparados donde se observa que la composición química de las aleaciones experimentales preparadas es homogénea a lo largo de los lingotes.

Tabla 1. Composición química de Mg, Mg-TR todos en por ciento peso (%W).

Aleación		Al	Ca	Ce	Fe	La	Mn	Nd	Si	Th	Zn	Y	Mg
Mg-1.5Nd	Arriba	0.0159	0.00481	0.00982	0.00355	0.00551	0.0347	1.46	0.0141	0.0618	0.00136	0.00503	98.36
	Medio	0.0160	0.00517	0.00999	0.00347	0.00466	0.0342	1.45	0.0138	0.0618	0.00137	0.00505	98.37
	Abajo	0.0161	0.00484	0.01000	0.00334	0.00438	0.0343	1.47	0.0137	0.0618	0.00140	0.00509	98.35
Mg-3Y	Arriba	0.0172	0.00807	0.00280	0.00393	0.00130	0.0418	0.0060	0.00506	0.0618	0.00436	2.68	97.17
	Medio	0.0173	0.00842	0.00275	0.00400	0.00130	0.0416	0.0060	0.00397	0.0618	0.00450	2.67	97.18
	Abajo	0.0173	0.00824	0.00271	0.00409	0.00130	0.0414	0.0060	0.00424	0.0618	0.00457	2.78	97.07
Mg-puro		0.010	6x10 ⁻⁴	0.002	0.002	8x10 ⁻⁴	0.018	---	0.002	---	0.014	---	99.94

3.2 MAQUINADO

Para la etapa de laminación se maquinaron barras con dimensiones de 20x55x290mm espesor, longitud y ancho respectivamente a partir de los lingotes obtenidos de Mg puro. Para las aleaciones Mg-1.5Nd y Mg-3Y se obtuvieron barras con dimensiones 20x50x280mm. como se muestra en la Fig. 3.3.

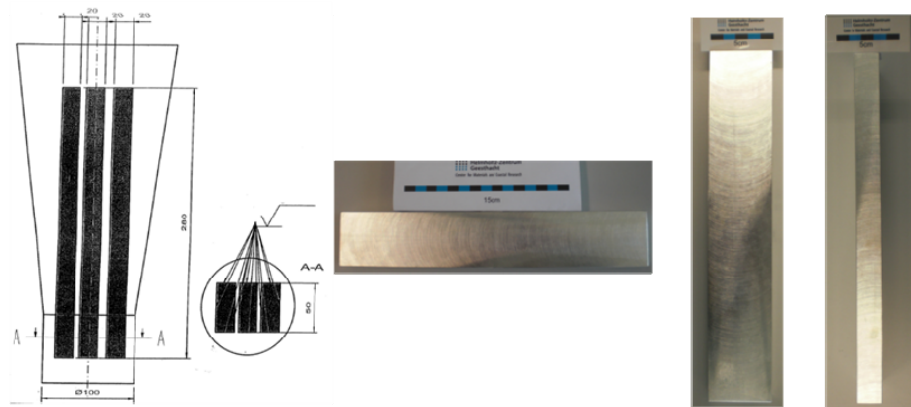


Fig. 3.3. Barras para laminación.

3.3.1 LAMINACIÓN EN CALIENTE

Las barras de Mg puro y Mg-1.5Nd y Mg-3Y se sometieron a un recocido a una temperatura de 450°C durante 30 min antes de comenzar con la laminación. Posteriormente las barras fueron llevadas a un molino de laminación que cuenta con rodillos de 200mm de diámetro con una velocidad de 5 RPM. Durante la laminación se trató de conservar constante la reducción del espesor por paso con un valor de 0.20. La temperatura de laminación fue a 450°C para las aleaciones Mg-Tierras raras. Durante el proceso de laminación se trató de conservar la temperatura de la lámina después de cada paso por medio de recocidos. Las condiciones y detalles del proceso de laminación se muestran en el Anexo A.

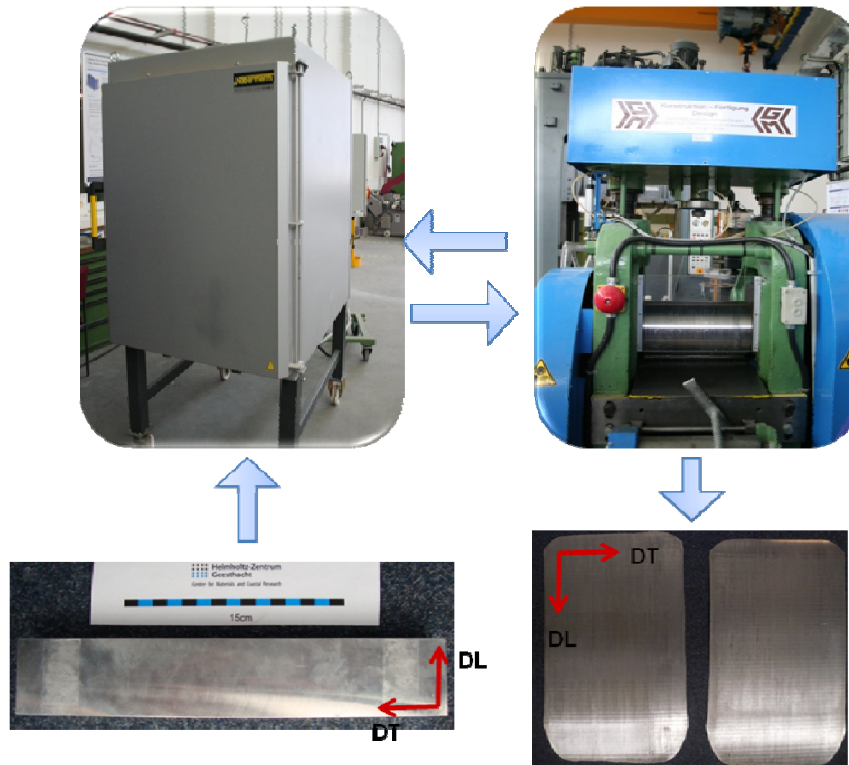


Fig. 3.4. Proceso de laminación en caliente.

3.3.2 Laminación en Frio

Para realizar la laminación en frío de Mg puro y las aleaciones de Mg-1.5Nd y Mg-3Y se utilizó un molino de laminación que cuenta con rodillos de 200mm de diámetro con una velocidad de 20 RPM. Durante esta etapa la reducción del espesor por paso fue controlada por medio de la deformación real por paso tratando de mantenerlo 0.05, como lo sugiere la literatura⁽⁴²⁾, lo anterior fue con la

finalidad de reducir el agrietamiento del material durante la laminación. Se tomaron muestras de las láminas cada 10% en la reducción del espesor, con el fin de observar la evolución microestructural y la textura. Los detalles de la cedula de laminación se muestra en el Anexo B.

3.4 RECOCIDO

Este tratamiento se hizo con la finalidad de obtener tamaños de grano homogéneo en los 3 materiales y totalmente recristalizados, para poder comparar los resultados obtenidos y así poder detectar fácilmente la influencia de los elementos de aleación. El recocido se realizó utilizando un horno de resistencia eléctrica durante 10 min para Mg puro a 400°C y de 15min para Mg-1.5Nd y Mg-3Y a 450°C, enfriados a temperatura ambiente.

3.5 METALOGRAFÍA

Se realizó metalografía convencional como lo indica ⁽⁴³⁾ para llevar a cabo la caracterización microestructural y preparación de muestras para mediciones de textura, todos los procedimientos utilizados se describen a continuación

3.5.1 Corte

Se obtuvieron muestras de las láminas de Mg puro, Mg-1.5Nd y Mg-3Y a varias condiciones como laminación en caliente, frio al 10% al 20% de reducción en el espesor, después del recocido. Las muestras se prepararon en la dirección longitudinal como se muestra en la Fig.3.5 .Para facilitar el manejo de las muestras, fueron montadas en frio utilizando resina del tipo Demotec® 30.

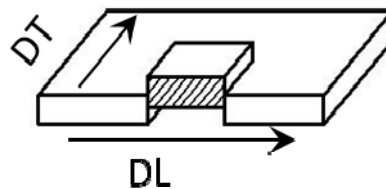


Fig. 3.5. Corte de la muestra

3.5.2 Desbaste y Pulido

Las muestras fueron desbastadas utilizando papel abrasivo de SiC comenzando con papel abrasivo grueso hasta llegar al más fino con la secuencia (800, 1000, 1200, 2500, 4000) y agua como lubricante, hasta obtener una superficie totalmente plana. Posteriormente durante la etapa de pulido se utilizó un paño de

Neopreno™ utilizando como lubricante una solución de Al_2O_3 ($0.05\mu\text{m}$) con agua destilada además de jabón líquido. Finalmente cuando las muestras estaban totalmente pulidas a espejo libres de rayas, las muestras fueron secadas utilizando Etanol.

3.5.3 Electropulido

Con el fin de tener una muestra libre de maclas o imperfecciones ocasionadas durante el proceso de preparación metalográfica, las muestras fueron preparadas por electropulido para luego ser sometidas a Microscopia electrónica de barrido y mediciones de textura. Se utilizó una maquina del tipo LectroPol-5 (Struers™) la cual cuenta un sistema de enfriamiento, control y electropulido. El sistema de electropulido cuenta con un contenedor para electrolito, además de una base que sostiene la muestra a electropulir, así como un ánodo que se coloca sobre la muestra para hacer pasar la corriente. Se realizó varias pruebas de electropulido con el fin de encontrar las condiciones adecuadas para las muestras, determinado que fueron: temperatura de -18°C con un flujo de 5 y voltaje de 35 V, durante 90s utilizando un electrolito AC2 solución comercial Struers™.

3.5.4 Ataque químico

Con el fin de revelar los límites de grano se utilizó una solución de 145 ml Etanol, 30 ml agua destilada, 6.5 ml ácido acético, 30 g ácido pícrico (98%)⁽⁴⁴⁾. Durante 6 segundos. En la Fig 3.6. Se esquematizan las etapas descritas anteriormente.



Fig. 3.6. Preparación metalográfica.

3.6 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

La caracterización microestructural se realizó utilizando un microscopio óptico Leica™ DMLM en el cual se obtienen micrografías de 1.6X hasta 1000X aumentos, se utilizo luz normal y polarizadores para conseguir mejor contraste de los limites de grano. Para determinar el tamaño de grano de las muestras totalmente recristalizadas se utilizó el software “analySIS pro” versión 5.0 mediante un método de intersección lineal estadística de acuerdo con la norma DIN 50600⁽⁴⁵⁾. Este método consiste de 5 líneas paralelas horizontalmente en donde se miden los diámetros de los granos interceptados dentro de un micrografía como se muestra en la Fig. 3.7, ésto se realizo para diez micrografías obtenidas al azar dentro de cada muestra, el tamaño de grano final se determinó con el promedio de las diez micrografías de cada muestra.

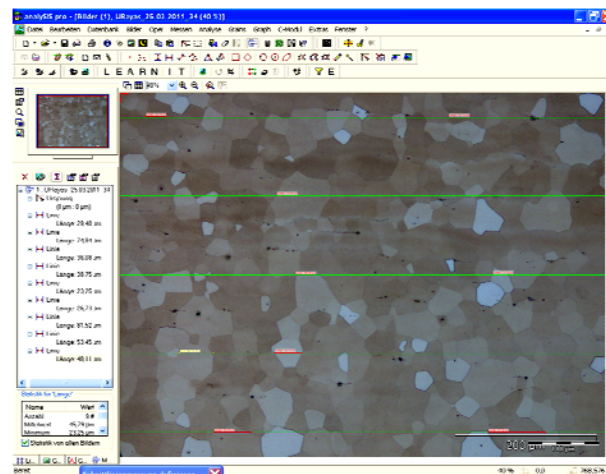


Fig.3.7. Medición del tamaño de grano

3.6.1 Microscopia electrónica de barrido (MEB)

Las observaciones microestructurales se hicieron utilizando un microscopio electrónico de barrido ZEISS DSM 962 o uno ZEISS Ultra 55 con voltajes de aceleración de 8-20 keV, equipado con sistema de análisis de energía dispersiva de Rayos X (EDX) para el análisis químico de las partículas encontradas. Las imágenes fueron tomadas por medio electrones secundarios(ES) y electrones retro dispersados (BSE).

3.7 PRUEBAS MECÁNICAS

3.7.1 Erichsen

La formabilidad fue medida mediante pruebas de Erichsen con el propósito de determinar la capacidad de deformación de láminas. La prueba de Erichsen se realiza colocando la lámina de metal entre dos mordazas que la sostienen durante la prueba, después se aplica una fuerza por medio de un punzón, el cual hace presión sobre la lámina y en cuanto se observa el inicio de la formación de la grieta se termina la prueba. La penetración del punzón es medida y ésta es la medida directa del valor de Erichsen (IE) en (mm), el cual está estandarizado por DIN50101, como se observa en la Fig. 3.8. El valor de Erichsen da una medida directa de la ductilidad de la lámina en el plano de deformación bajo condiciones de esfuerzo biaxial. No hay ninguna teoría analítica sobre esta prueba, sino que esta prueba es usada con propósitos de comparación de láminas.

Esta prueba se realizó utilizando una máquina Universal Sheet Metal Testing Machine. Se obtuvieron 12 círculos a partir de las láminas con un diámetro de 95mm. Las pruebas de Erichsen se realizaron con un punzón esférico con un diámetro de 20mm a temperatura ambiente con el objetivo de obtener el (IE), el cual es medido al inicio de la fractura, la velocidad fue de 5mm/min y una fuerza de 10 kN; se utilizó como lubricante pasta de grafito en cada espécimen.

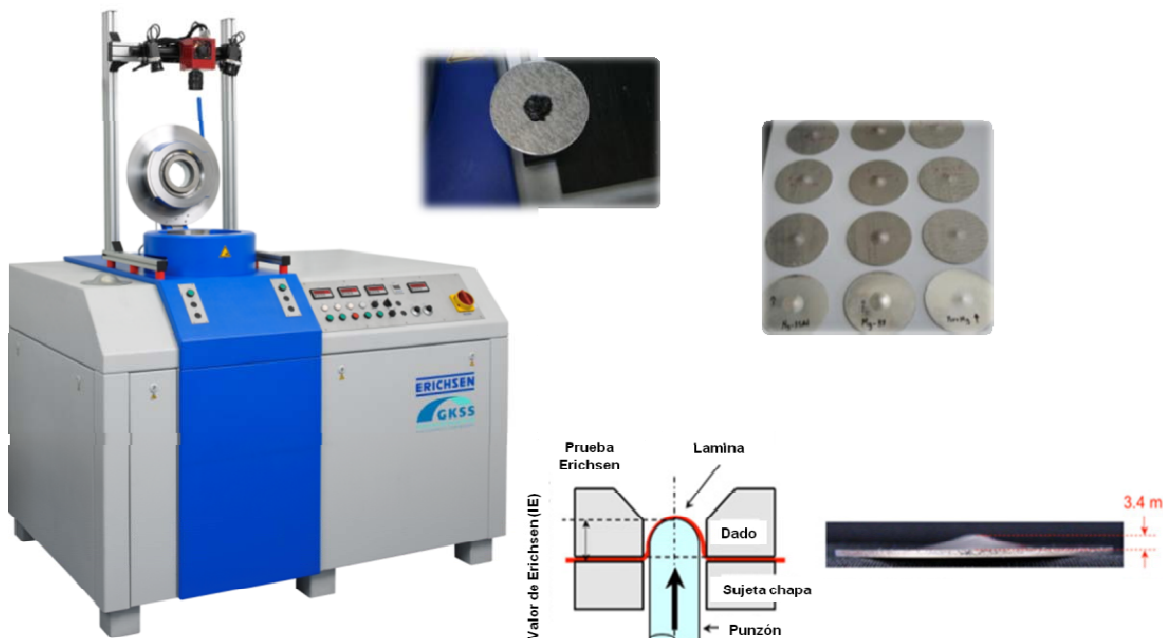


Fig. 3.8. Prueba Erichsen

3.7.2 Tensión

Para las pruebas de tensión se utilizó una máquina universal de tensión Zwick™ Z050 con una fuerza máxima aplicada de 50 kN, la velocidad de deformación fue de 10^{-3} s^{-1} ver Fig. 3.9. Las probetas para la prueba de tensión fueron maquinadas de acuerdo a la norma DIN 50125-E5x16x50⁽⁴⁶⁾. A partir de las láminas recocidas de Mg puro, Mg-1.5Nd y Mg-3Y, con un espesor de ~1.4mm y 140mm de largo, en el anexo C se muestran las medidas de las probetas utilizadas. Para esta prueba se obtuvieron muestras en la dirección de laminación, a 45° y en la dirección transversal. Se realizaron pruebas hasta la fractura de los tres materiales en las 3 direcciones en tres ocasiones para tener reproducibilidad y poder establecer las condiciones de las siguientes pruebas, las cuales fueron: al 2% y al 8% de deformación, durante el UTS, después del UTS (al 13% Mg-Nd y 15% para Mg-Y). Para el caso de Mg-1.5Nd y Mg-3Y en las tres direcciones, para Mg puro solo se hicieron al 2% y 4% de deformación en las tres direcciones. En el anexo C se muestran las medidas de las probetas utilizadas.



Fig.3.9. Ensayo de tensión.

3.8 MEDICIONES DE TEXTURA

Las muestras para la medición de textura fueron preparadas por metalografía convencional y adicionalmente se realizó un pulido electroquímico.

Se utilizó difractómetro Panalytical™ X-ray, el cual cuenta con goniómetro Euler para medir macrotextura ver Fig. 3.10 La difracción de RX fue por medio de RX Cu-K α con geometría de reflexión. Durante las mediciones el plano normal de la lámina permaneció paralelo a la superficie del porta muestras, las dimensiones de las muestras fueron de 3x3cm, en donde 6 figuras de polos fueron medidas para cada muestra. Para ello se requirió hacer previamente RX convencionales para establecer 2θ para obtener la posición exacta de los picos de Bragg para cada aleación, los planos cristalográficos para la medición de las figuras de polos fueron (0002), (1000), (1001), (1002), (1003) y (1100), los parámetros utilizados fueron una apertura de la rejilla de 1mm x 1mm y tiempo de escaneo de 5s en cada ubicación, los escaneos por paso fueron de 5°. Para la inclinación de la muestra se utilizó de 0° a 70° y para la rotación de la muestra se utilizó una rotación de (Φ) de 0° a 360°. Las ODF y las figuras de polos completas fueron calculadas usando MTEX.



Fig. 3.10 Aparato para medir texturas

CAPÍTULO 4

4.1 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 ESTRUCTURA DE COLADA

Se observó una estructura típica de colada en las aleaciones Mg-1.5Nd y Mg-3Y. La Fig. 4.1 muestra la zona de enfriamiento rápido, columnar (perpendiculares a la pared del molde) y equiaxial (centro de la pieza). Dicha estructura de colada fue destruida durante el proceso de laminación, con ayuda de un calentamiento previo al proceso de laminación en caliente.

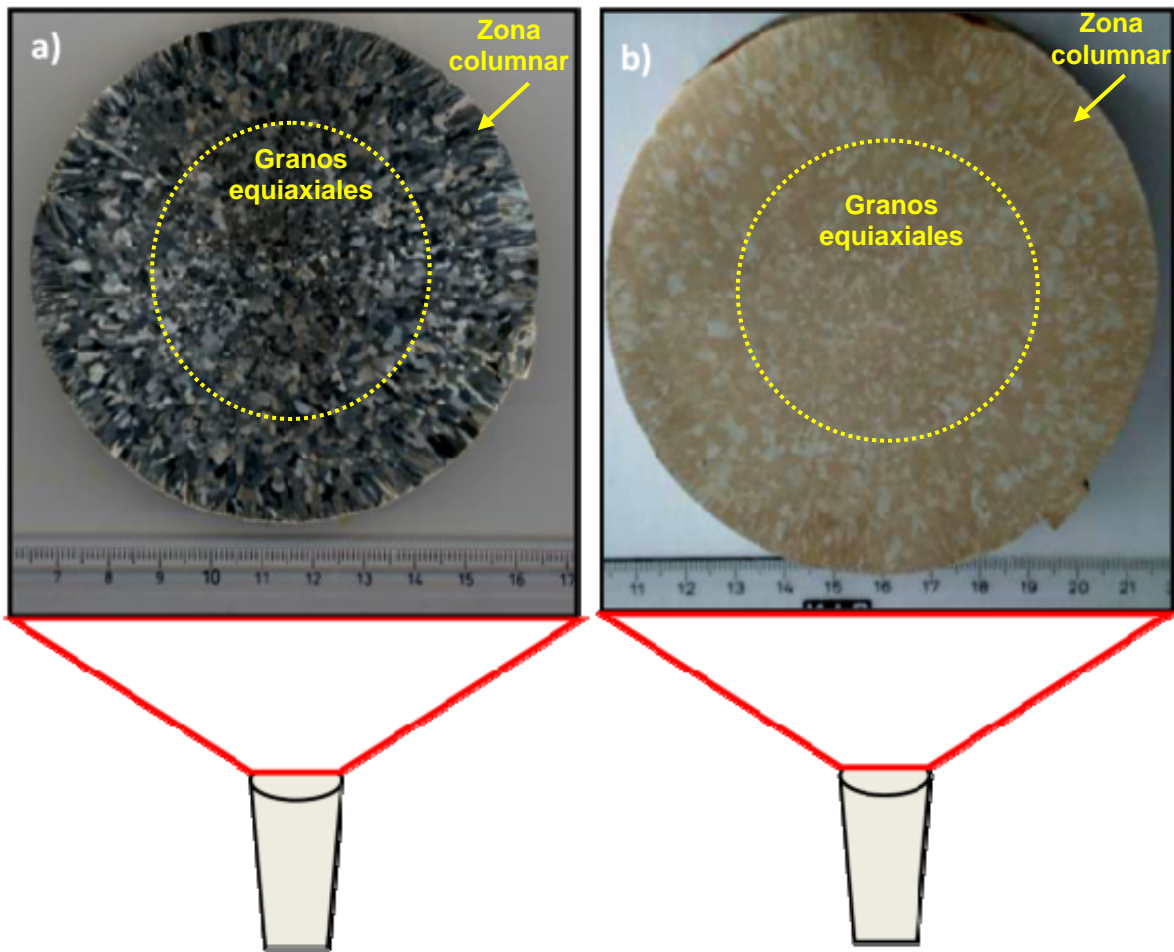


Fig. 4.1 Estructura de colada a) Mg- 1.5Nd b) Mg-3Y.

4.2 Microestructura durante el proceso de laminación

Se obtuvieron micrografías correspondientes a las secciones longitudinales y normales de Mg, Mg-1.5Nd y Mg-3Y laminadas en caliente. En la Fig. 4.2 se

observa que en Mg puro la microestructura se encuentra casi libre de impurezas, con deformación localizada, regiones recristalizadas dinámicamente y maclas. Características similares se observan en Mg-1.5Nd y Mg-3Y, sin embargo; no se observó evidencia de recristalización dinámica en Mg-RE, adicionalmente la aleación Mg-1.5Nd muestra mayor cantidad de partículas aglomeradas comparado con la aleación Mg-3Y (resultados de SEM – EDX análisis, mostraron que las partículas están compuestas de óxidos y precipitados ricos en Nd e Y respectivamente).

Las partículas en Mg-1.5Nd no se encuentran distribuidas homogéneamente, se observa aglomeración de partículas en forma de bandas, las cuales se encuentran alineadas en la dirección de laminación. La gran cantidad de partículas presentes en Mg-1.5Nd puede relacionarse con la disminución de colabilidad de la aleación debido a la adición de Nd, ya que este elemento facilita la formación de óxidos y/o microporos.

La formación de las bandas puede estar relacionada con el alargamiento de microporos en la estructura de colada, los cuales fueron alargados durante el proceso de laminación dando lugar a dichas bandas. Por otra parte las láminas de Mg-3Y muestran estas bandas de partículas aglomeradas pero en menor cantidad, lo cual es el resultado de la mayor solubilidad de Y en magnesio, mejorando la castability. Estas características también fueron observadas en la sección normal de las láminas.

Durante la laminación en frío se observó la formación de grietas superficiales en las láminas magnesio puro, las cuales aparecen desde el 10% de reducción en espesor. En el análisis microestructural de las láminas se observó la aparición de bandas de deformación y maclas en los tres materiales. En Mg-1.5Nd y Mg-3Y al 20% de reducción en el espesor las bandas de deformación están homogéneamente distribuidas, a diferencia de magnesio puro donde las bandas de deformación se extienden a lo largo del espesor. Adicionalmente se observó que la cantidad de granos recristalizados aumenta de acuerdo al grado de deformación en frío, Fig. 4.3.

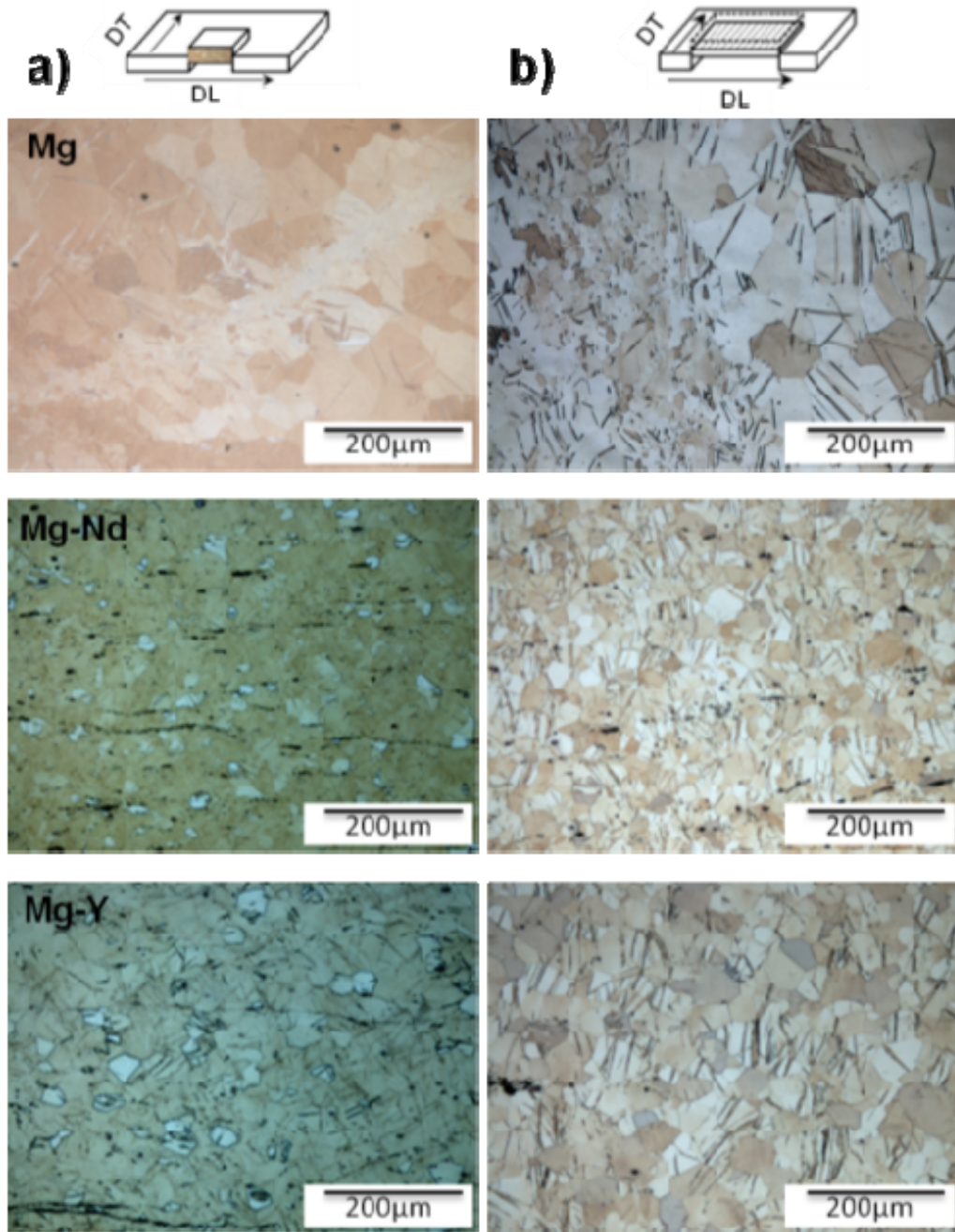


Fig. 4.2 Micrografías de laminación en caliente a) dirección longitudinal, b) en el plano normal de la lámina.

Esto se entiende como el resultado de la alta deformación localizada en las bandas de deformación, es decir, el alta energía almacenada en las bandas de deformación permite la formación de núcleos de recristalización incluso a temperatura ambiente. Recristalización dinámica de magnesio puro a temperatura ambiente ha sido reportada en otros trabajos⁽⁴⁷⁻⁴⁸⁾.

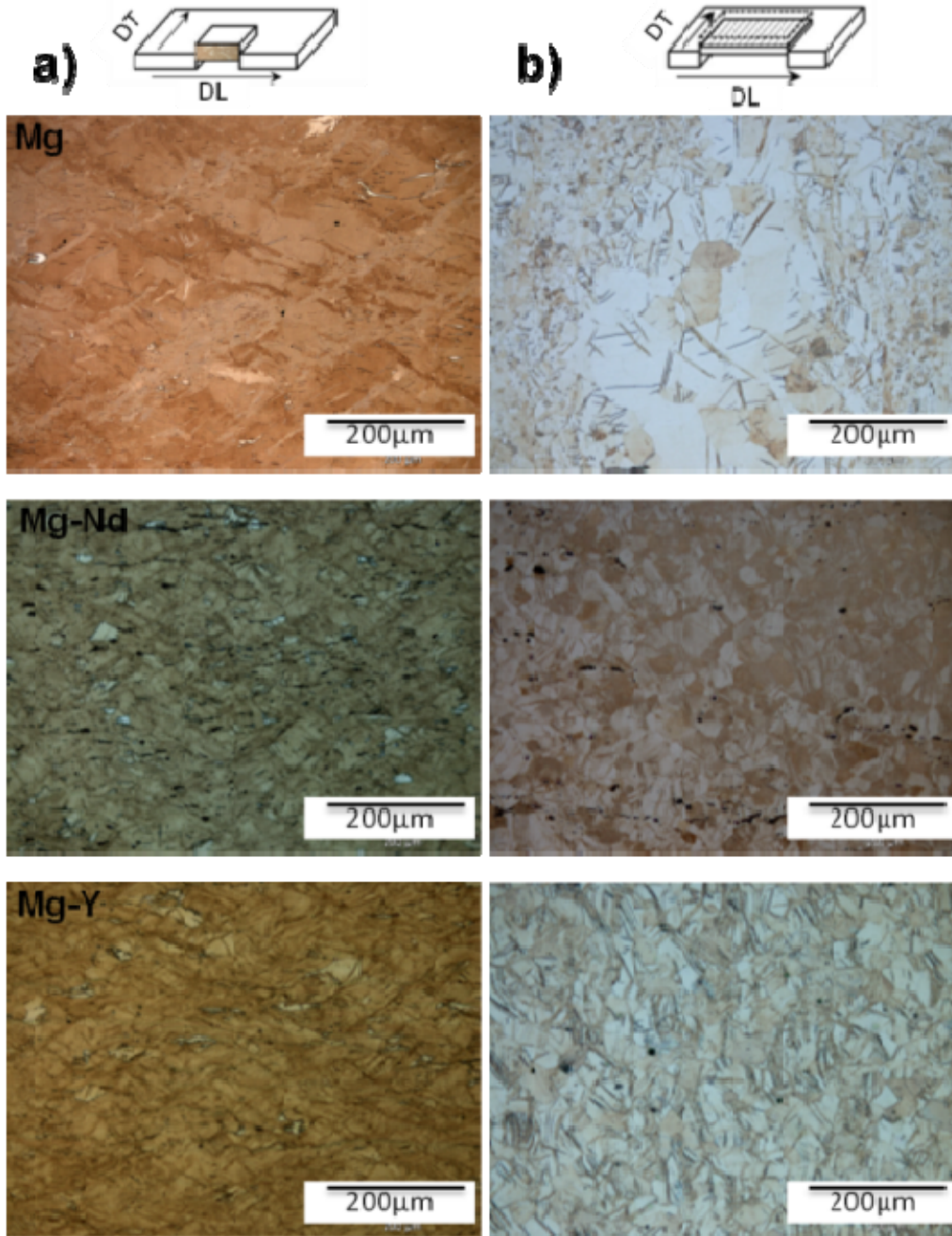


Fig. 4.3 Micrográficas de laminación en frío al 20% de reducción en el espesor a) dirección longitudinal, b) en el plano normal de la lámina.

4.3 TRATAMIENTO TÉRMICO DE RECOCIDO

Como se mencionó antes; se observó recristalización dinámica durante la laminación en frío de Mg puro, esto nos sugiere que la recristalización de Mg requiere bajas temperaturas y tiempos cortos durante el tratamiento térmico para

poder obtener una microestructura comparable entre Mg-1.5Nd y Mg-3Y. Como se observa en ⁽⁴⁹⁾.

El primer tratamiento térmico (TT1) se realizó bajo las condiciones que muestran en la Tabla 4.1, se observó que la recrystalización y el crecimiento de grano ocurren rápidamente en Mg puro. Microestructuras totalmente recrystalizadas y con un tamaño de grano ~30µm fueron obtenidas con menor tiempo y temperatura de tratamiento comparado con Mg-RE, ver Fig. 4a). En Mg-3Y es posible observar que es más rápido el proceso de recrystalización que en Mg-1.5Nd, ver Fig. 4b) y c). Por esta razón se realizó un segundo tratamiento con el fin de obtener tamaños de grano similares para disminuir el efecto de este en la caracterización posterior.

Tabla 4.1 Condiciones del primer recocido para los tres materiales.

Composición (wt%)	Temperatura(°C)	Tiempo(Min)	Tamaño de Grano (µm)
Mg	400	10	30±
Mg-1.5Nd	450	15	28±
Mg-3Y	450	15	36±

Las condiciones y resultados del segundo tratamiento térmico (TT2) se muestran en la Tabla 4.2. Durante este tratamiento se obtuvieron tamaños de grano menores a los obtenidos en TT1, los resultados de TT2 no fueron considerados adecuados para realizar una futura comparación entre los tres materiales. Durante este segundo tratamiento se confirma que en magnesio puro la recrystalización y el crecimiento de grano ocurre más rápidamente que en las aleaciones de Mg-RE, ver Fig. 4.4 d), e) y f).

Tabla 4.2 Condiciones del segundo recocido para los tres materiales.

Composición (wt%)	Temperatura(°C)	Tiempo(Min)	Tamaño de Grano (µm)
Mg	350	10	26±
Mg-1.5Nd	400	15	10±
Mg-3Y	400	15	16±

De acuerdo a los anteriores tratamientos se eligieron las condiciones que permitieran tener tamaños de granos similares y totalmente recristalizados. Adicionalmente a los tratamientos TT1 y TT2, se realizó un tercer tratamiento térmico para Mg-3Y con el propósito de obtener menor tamaño de grano al obtenido en TT1. Las condiciones finales de recristalización se muestran en la tabla 4.3.

Tabla 4.3 Condiciones finales de recocido para los tres materiales.

Composición (wt%)	Temperatura(°C)	Tiempo(Min)	Tamaño de Grano (μm)
Mg	400	10	30 \pm
Mg-1.5Nd	450	15	28 \pm
Mg-3Y	450	13	34 \pm

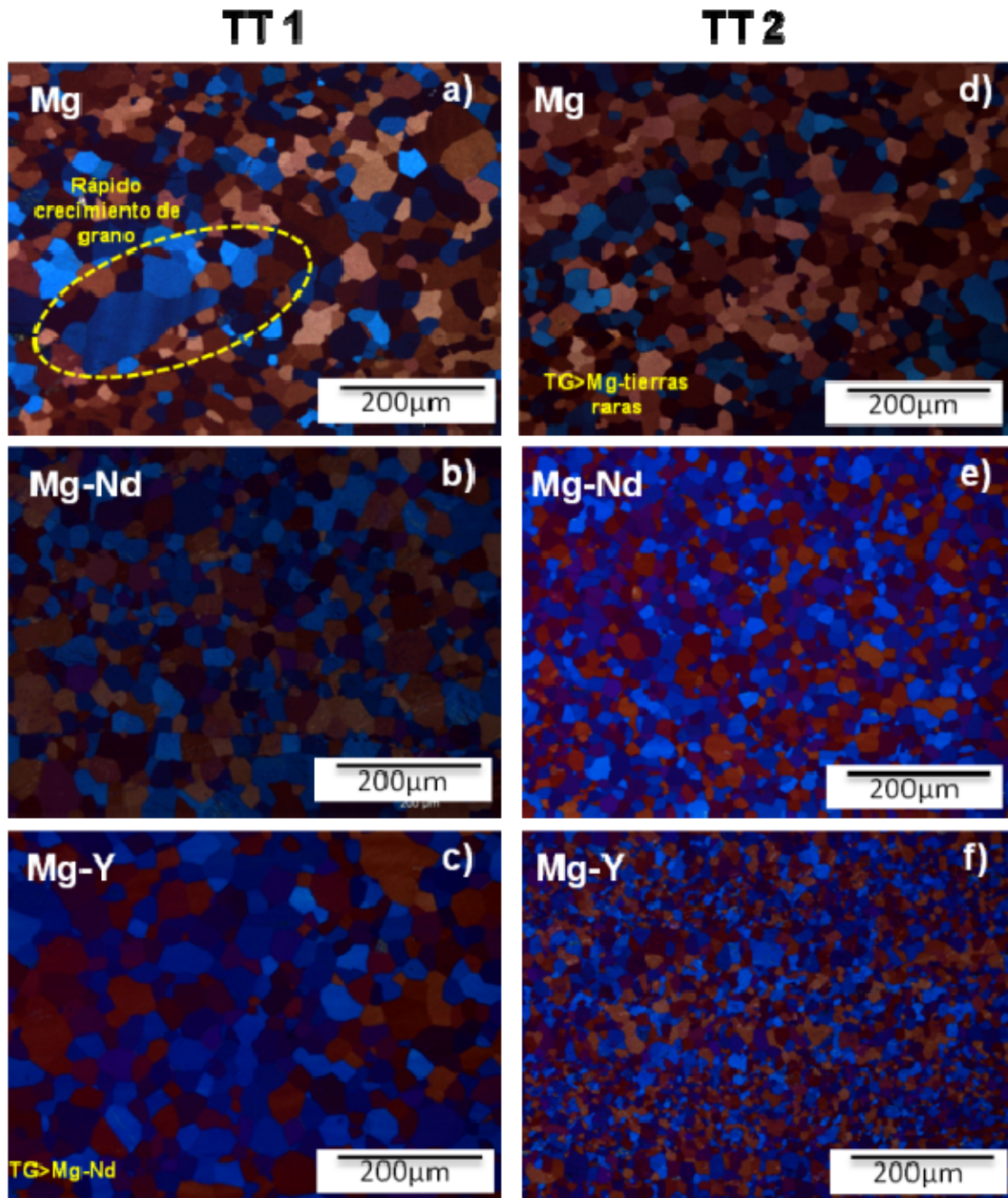


Fig.4.4 Microestructuras de TT1 a) muestra rápida recrystalización y crecimiento de grano en Mg, b) y c) recrystalización de Mg-Nd y Mg-Y; microestructuras TT2 d) Mg e) y f) Mg-RE

A pesar de que los materiales muestran tamaños de grano similares y microestructuras totalmente recrystalizadas, en las micrografías se observan distintas características en cada material.

El Magnesio puro mostró una microestructura con un tamaño de grano mayor que Mg tierras raras, Fig.4.5a). Mg-1.5Nd presentó granos no equiaxiales, en formas cuadradas (zona marcada en amarillo). Aparentemente el crecimiento de grano es obstaculizado por las bandas de partículas aglomeradas, Fig. 4.5b). Mg-3Y muestra un tamaño de grano más homogéneo con granos equiaxiales, Fig. 4.5c).

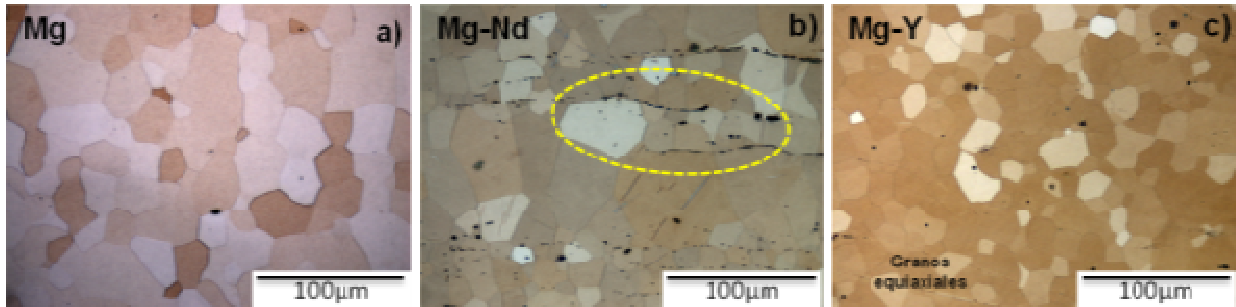


Fig.4.5 Microestructuras finales de recocido a) magnesio puro, b) Mg-Nd granos no equiaxiales remarcados en amarillo, c) Mg-Y granos equiaxiales.

Como se mencionó anteriormente, se realizó análisis de SEM – EDX en Mg-1.5Nd y Mg-3Y durante la laminación en frío, y después del tratamiento térmico en donde se observó gran cantidad de precipitados en Mg-1.5Nd los cuales son óxidos y precipitados ricos en Nd, Fig.4.6a). Fig. 4.6b) muestra la composición química de las partículas en Mg-3Y las cuales presentan óxidos y también son ricas en Y.



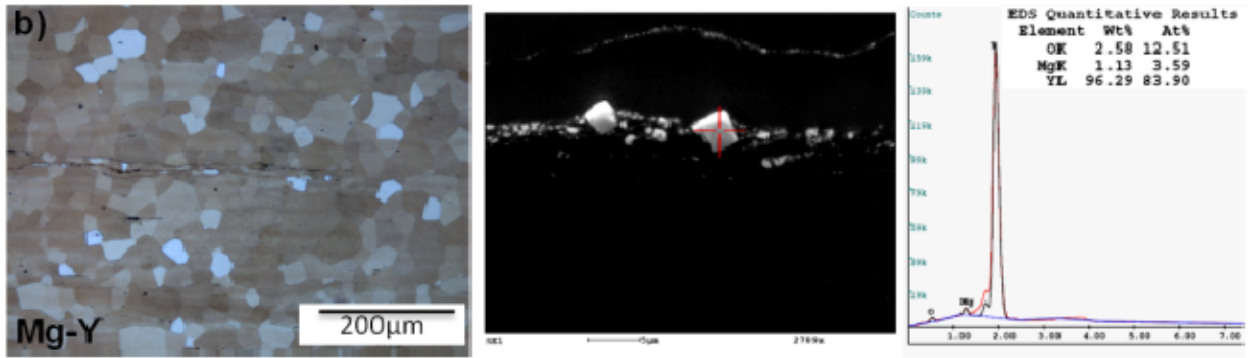


Fig.4.6 Análisis químico de las partículas en a) Mg-1.5Nd y b) Mg-3Y.

4.5 ENSAYO DE TENSION

La Fig. 4.7 muestra las curvas esfuerzo-deformación de las láminas recocidas a) Mg puro b) Mg-1.5Nd, c) Mg-3Y y d) comparación entre los tres materiales. En las tres direcciones de carga, DL, 45° y TD. Las propiedades mecánicas obtenidas se resumen en la tabla 4.4.

Durante el ensayo de tensión en magnesio puro se observó que el esfuerzo de cedencia (TYS por sus siglas en ingles; ultimate yield strength) y el último esfuerzo a la tensión (UTS por sus siglas en ingles; Ultimate tensile strength) tienen fuerte dependencia según la dirección en que se aplique la carga. Obteniendo los valores más elevados en la dirección de laminación (TYS= 109.9MPa y UTS=192MPa) y disminuye en la dirección transversal (TYS=86MPa y UTS=153MPa ver Fig. 4.7 a). Magnesio puro muestra una ductilidad limitada en las tres direcciones de carga, con una elongación final a la fractura (ϵ_f) ~4%.

Es evidente que las aleaciones de Mg-RE tienen mayor ductilidad que magnesio puro. Las aleaciones de Mg-RE muestran endurecimiento por deformación balanceado, con elongación uniforme de ~13% y con una elongación final de ~25% en (DL) ver Fig. 4.7d), en general las laminas muestran esfuerzo a la cedencia isotrópico; las diferencias en deformación y resistencia debidas a la dirección donde se aplica a la carga están relacionadas con la textura cristalográfica lo cual se discutirá en capítulos posteriores.

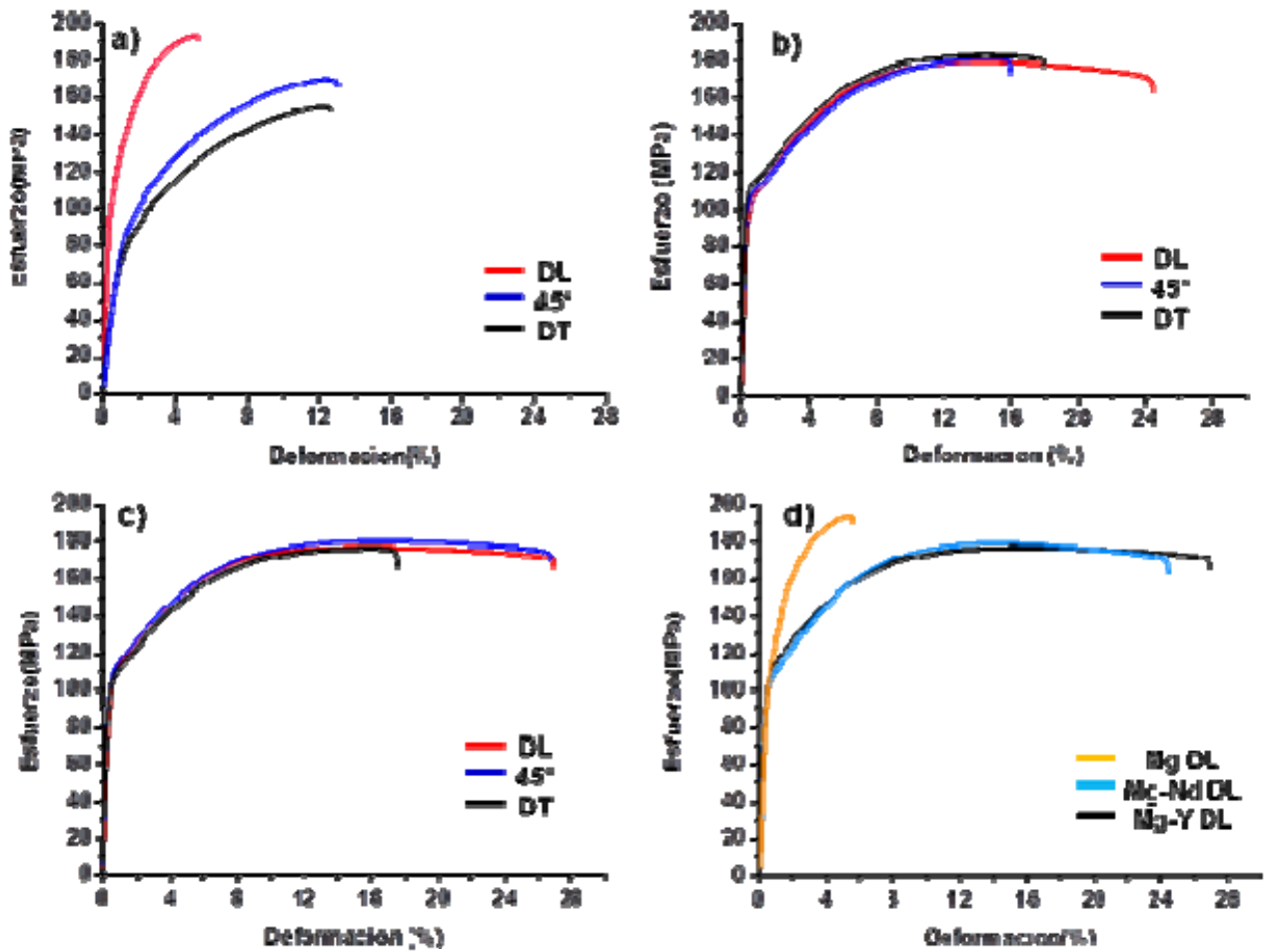


Fig. 4.7 Curvas esfuerzo-deformación de las láminas durante el ensayo de tensión a temperatura ambiente en DL, 45° y DT a) Mg, b) Mg-Nd, c) Mg-Y, d) comparación de Mg, Mg-Nd y Mg-Y en (DL).

Tabla 4.4 Propiedades mecánicas.

Aleación	Orientación	TYS(MPa)	UTS(MPa)	Elongación Uniforme (%)	Elongación Final ϵ_f (%)	n
Mg	0°	109.92	192.04	4.22	4.43	0.19
	45	95.32	169.67	3.64	3.77	0.22
	90°	86.19	153.09	3.31	3.40	0.23
Mg-Nd	0°	101.79	178.50	13.49	24.06	0.26
	45	104.51	180.38	13.02	14.14	0.26
	90°	111.09	182.72	11.97	14.32	0.24
Mg-Y	0°	103.95	177.01	15.35	25.50	0.23
	45	104.19	179.04	15.77	23.13	0.23

	90°	102.17	174.00	13.10	15.30	0.23
--	-----	--------	--------	-------	-------	------

4.4.1 Definición del coeficiente de anisotropía

Debido a la estructura cristalina y las características del proceso de laminación, las láminas de los metales generalmente muestran anisotropía en las propiedades mecánicas. La variación entre el comportamiento plástico y la dirección es evaluado por el coeficiente de Lankford o coeficiente de anisotropía (r), este coeficiente se determina en el ensayo de tensión uniaxial sobre los especímenes obtenidos a partir de la lámina. El coeficiente de anisotropía (r) se define como:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\varepsilon_w}{-(\varepsilon_l + \varepsilon_w)} \quad \text{Ec (1)}$$

Donde ε_w , ε_t y ε_l son las deformaciones reales en ancho, espesor y longitud, respectivamente. Experimentos muestran que r varía según la orientación cristalográfica.

En un material con textura (no solo para metales hexagonales, también metales cúbicos), el coeficiente (r) es altamente anisotrópico. El promedio de r de los valores obtenidos a diferentes direcciones en el plano de la lámina del metal representa el coeficiente normal de anisotropía \bar{r} . El coeficiente \bar{r} se obtiene una vez que se determinó r en los especímenes en las tres direcciones ($0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$) en el plano de la lámina de metal mediante la siguiente ecuación:

$$\bar{r} = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad \text{Ec(2)}$$

Una medida de la variación de la anisotropía normal con respecto al ángulo en la dirección de laminación es la anisotropía planar Δr (la cual influye en la distribución de la deformación en el plano de la lámina) y que se define como:

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ} - 2r_{45^\circ}}{2} \quad \text{Ec (3)}$$

La magnitud de la variación en r en el plano de la lámina se obtiene⁽³²⁾:

$$\Delta r_2 = r_{max} - r_{min}$$

Generalmente se buscan materiales con valores cercanos a $\bar{r} = 1$ lo cual indica que hay igual deformación en el ancho y espesor durante la deformación, Δr y Δr_2 cercano a cero⁽⁴⁹⁾

Los valores de r , \bar{r} y Δr fueron determinados en base a las ecuaciones anteriores al 8% de deformación en las aleaciones Mg-1.5Nd y Mg-3Y, por el contrario para magnesio puro no se calcularon debido a que la fractura ocurre a $\epsilon_f = \sim 4\%$ no existe un rango de deformación uniforme. Los valores de \bar{r} , Δr y Δr_2 son resumidos en la Tabla 4.5.

En donde se observa que Mg-3Y muestra una tendencia isotrópica en términos de r en todas las direcciones examinadas, $\bar{r} \approx 1$, Δr y Δr_2 cercanos a cero, lo anterior nos indica que habrá adelgazamiento y distribución uniforme de la deformación en la lamina.

Es interesante observar que para Mg-1.5Nd el valor de r incrementa a partir de la dirección de laminación ($r = 1.22$) hacia la dirección transversal ($r = 1.45$), En esta aleación se observó $\bar{r} > 1$ y $\Delta r = -0.009$ esta conducta invierte la anisotropía planar.

Tabla 4.5 Coeficiente de anisotropía de las láminas durante el ensayo de tensión a temperatura ambiente al 8% de deformación.

Aleación	% ϵ	r_{0°	r_{45°	r_{90°	\bar{r}	Δr	Δr_2
Mg-Nd	8	1.22	1.34	1.45	1.34	-0.009	0.23
Mg-Y	8	1.16	1.16	1.093	1.14	-0.034	0.069

4.5 ENSAYO DE ERICHSEN (prueba de formabilidad)

Los resultados de la prueba de Erichsen se muestran en la Fig. 4.8, se observó que las aleaciones Mg-1.5Nd y Mg-3Y muestran mejor formabilidad que magnesio puro debido a que los valores de Erichsen (IE) son casi dos veces más que magnesio puro. En particular Mg-3Y muestra los valores más elevados, lo que le confiere mejor formabilidad a esta aleación. En la Fig. 4.9a) se observa que la fractura de las aleaciones Mg-1.5Nd y Mg-3Y se alinea en dirección de laminación por el contrario para magnesio puro la fractura no se alinea en dirección de la laminación. Con el fin de evitar que se sugiera que el acabado superficial influyó sobre los resultados, se pulió algunas muestras antes de la prueba, ver Fig. 4.9b), observándose que no hay ningún cambio en la orientación de la fractura relacionando con el acabado superficial de las láminas.

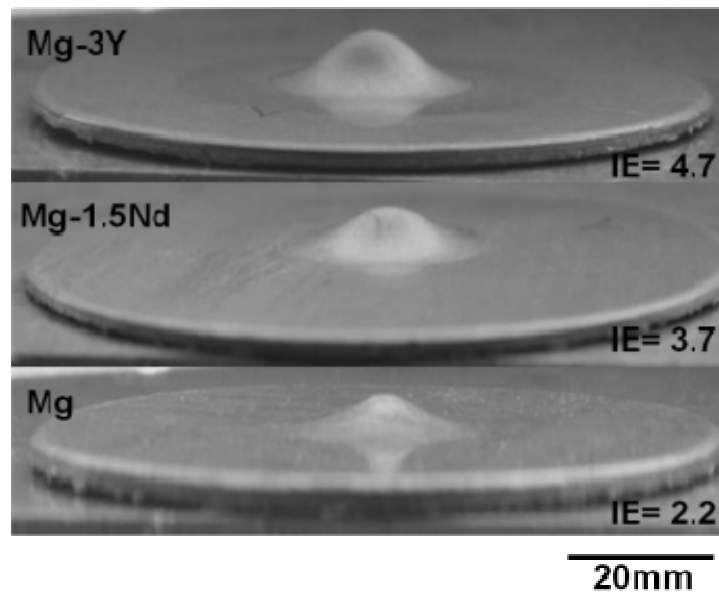


Fig. 4.8 Muestras después del ensayo de Erichsen.

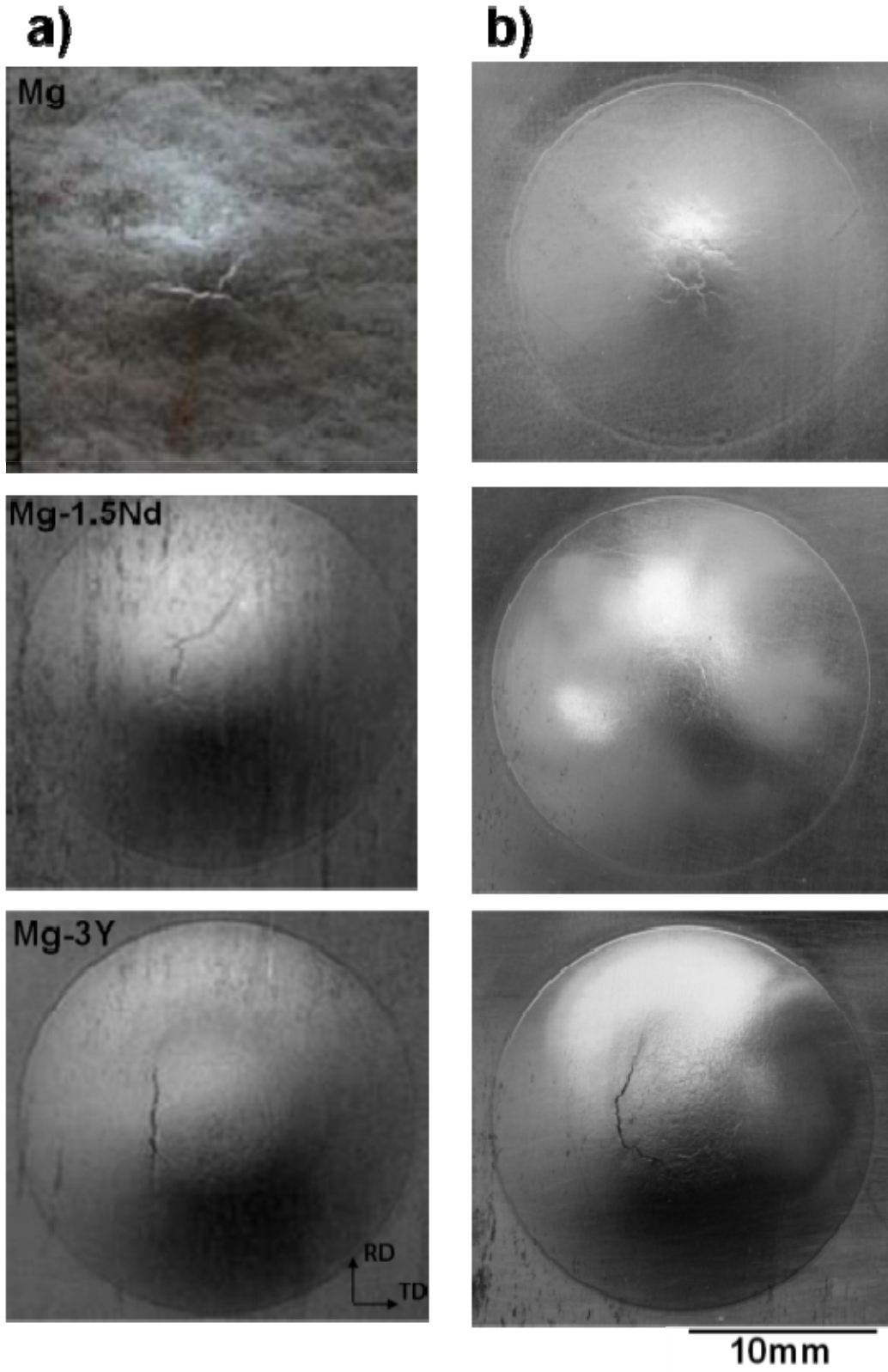


Fig. 4.9 Apariencia de las muestras después del ensayo de Erichsen a) sin pulir b) pulidas.

4.6 MACRO TEXTURA

4.6.1 Evolución de la Textura durante la laminación

Los resultados de textura que a continuación se presentan están en términos de figuras de polos basales (0001) y prismáticas ($10\bar{1}0$) recalculadas. Durante el proceso de laminación se observó el desarrollo texturas basales en los tres materiales examinados, indicando que la mayoría de los polos basales se encuentran orientados paralelos a la dirección normal de la lámina.

En laminación en caliente se observó que en general todos los materiales desarrollaron textura del tipo basal, siendo Mg puro el que presenta una textura elevada con una intensidad máxima del polo basal $I_{\max}=18$ m.r.d (multiples of random distribution) comparada con Mg-1.5Nd $I_{\max}=6$ y Mg-3Y $I_{\max}=5.8$, además se observó la separación del polo basal en la dirección de laminación (DL) para las aleaciones Mg-RE, ver Fig. 4.10.

Después de la laminación en frío se observó un incremento en la intensidad de la textura en Mg-1.5Nd $I_{\max}=7.1$ m.r.d y Mg-3Y $I_{\max}=8.7$. Se observa la clara separación del polo basal en la dirección de laminación en las laminas Mg-RE, mientras que magnesio solo muestra un ligero ensanchamiento del polo basal en DL. La separación del polo basal en DL es atribuido a la alta actividad del sistema de deslizamiento $\langle c+a \rangle$, lo cual ha sido reportado por Agnew et. Al. ⁽³³⁾. La separación del polo basal en DL continua visible en las laminas recocidas de Mg-1.5Nd y Mg-3Y, ver Fig. 4.10.

El Magnesio puro muestra una disminución en la intensidad de la textura durante la laminación en frío, este debilitamiento se ha relacionado a la microestructura parcialmente recristalizada durante laminación en frío, como se ha mencionado anteriormente, la gran deformación localizada y la gran distorsión de la red en las macro bandas de deformación en Mg, dan como resultados granos orientados aleatoriamente; esta es la razón porqué se observa un debilitamiento en la textura durante la laminación en frío de las láminas de Mg. sin embargo la orientación aleatoria de los granos recristalizados es mantenida solo en la primera etapa de la recristalización. Después del recocido, el magnesio muestra fortalecimiento de la textura basal con una intensidad de $I_{\max}=23$, contrariamente en las laminas de

magnesio tierras raras se observa un debilitamiento de la textura Mg-1.5Nd
 $I_{max}=3.5$ y Mg-3Y $I_{max}=3.2$

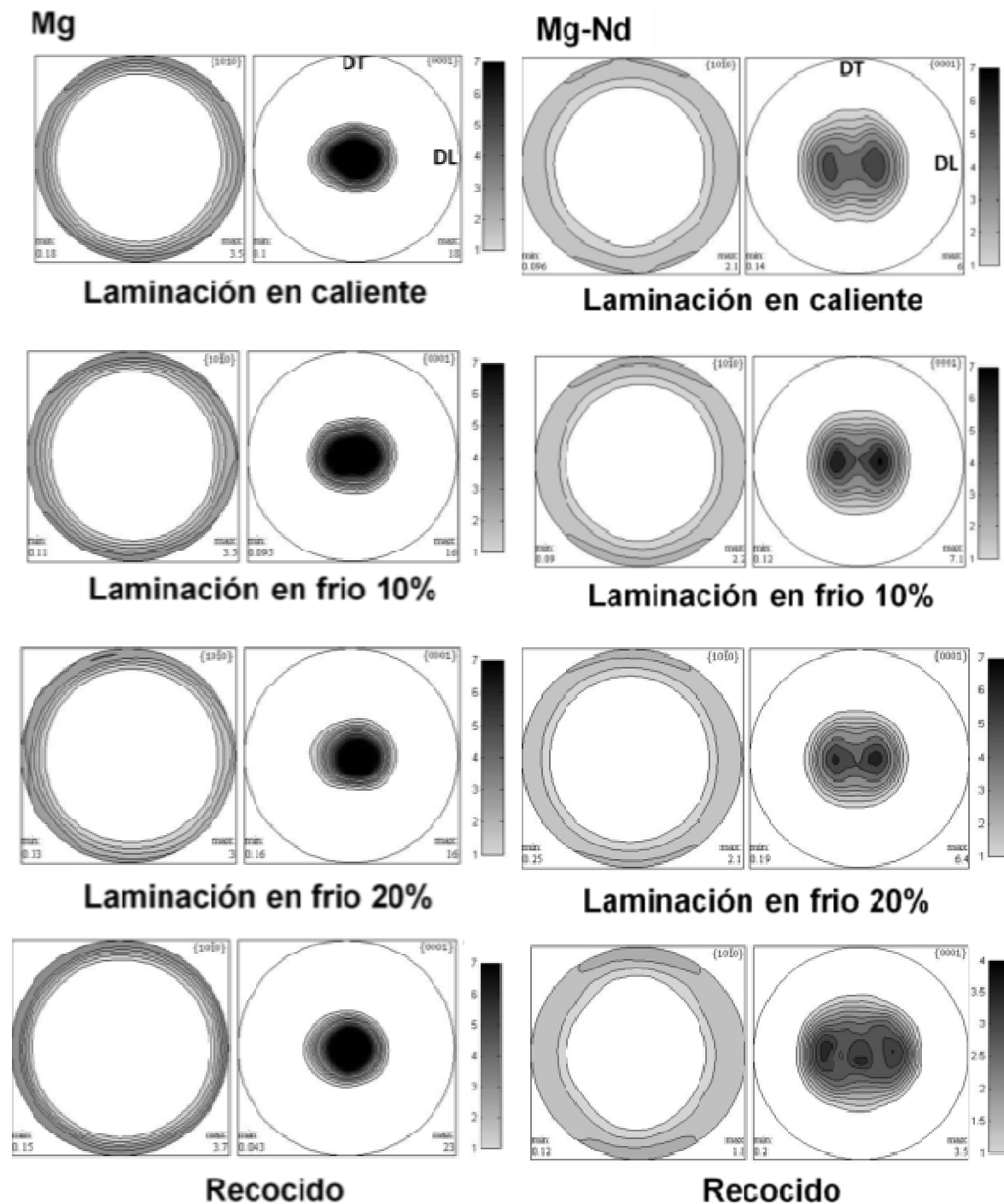
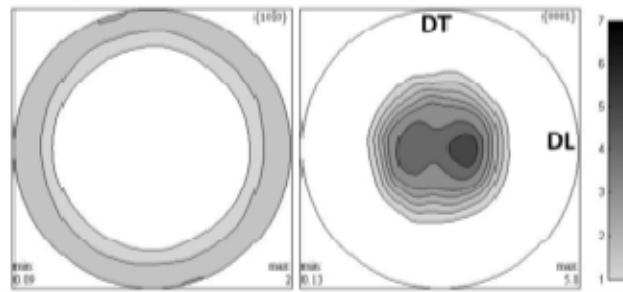
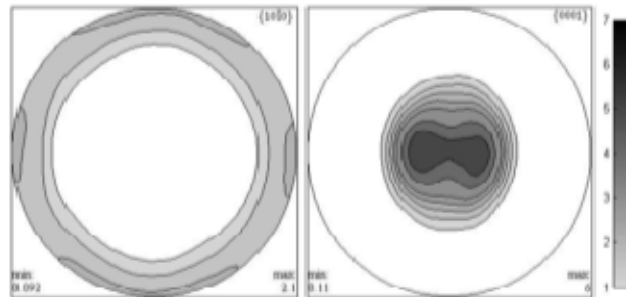


Fig.4.10 Evolución de la textura durante laminación en caliente, frio y recocido en Mg puro y Mg-1.5 Nd. La textura es representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y (10 $\bar{1}$ 0).

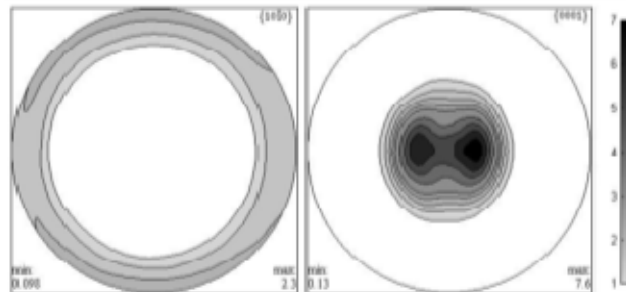
Mg-Y



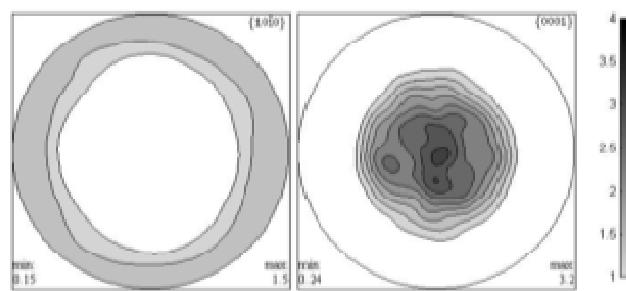
Laminación en caliente



Laminación en frío 10%



Laminación en frío 20%



Recocido

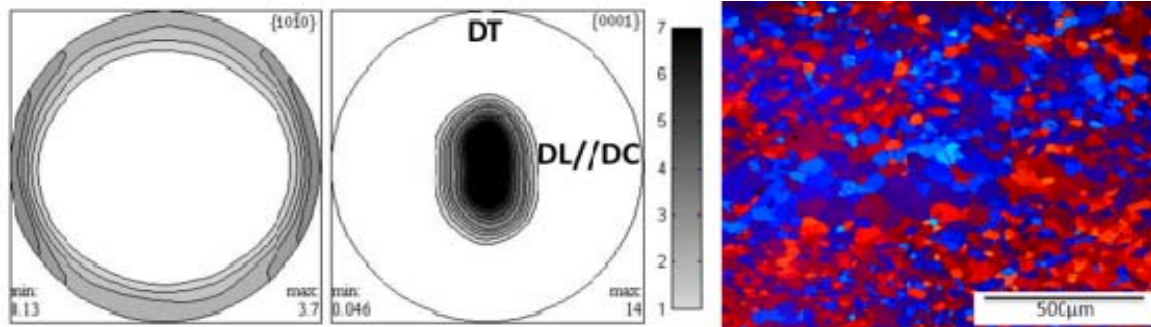
Fig.4.10 Evolución de la textura durante laminación en caliente, frío y recocido en Mg-3Y. La textura es representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y $(10\bar{1}0)$.

4.7 EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL Y DE LA TEXTURA DURANTE EL ENSAYO DE TENSIÓN

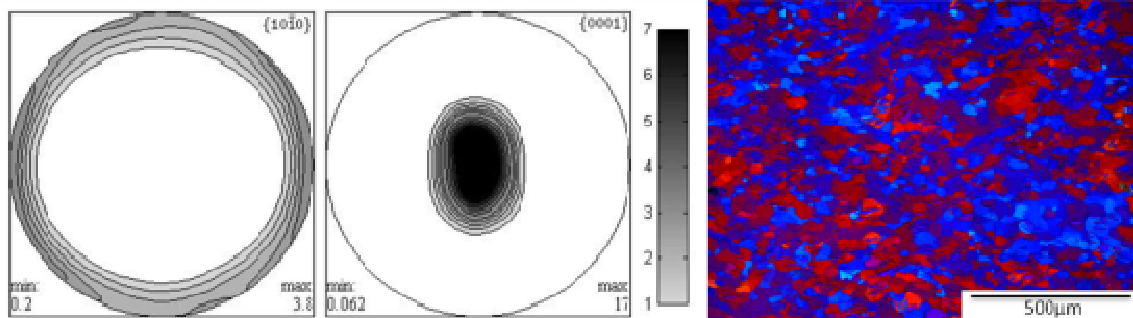
Mg puro

Durante el ensayo de tensión a diferentes grados de deformación se observó que en magnesio puro no hay un cambio evidente en la textura, continua siendo del tipo basal en las tres direcciones. En la dirección de laminación (Mg 0°) se observó que hay ampliación del polo basal en la dirección perpendicular a la carga (DC) ver Fig. 4.11 a). Por otra parte en la microestructura no se observa la formación de maclas ni tampoco un cambio aparente a los diferentes grados de deformación como se observa en la Fig. 4.11b).

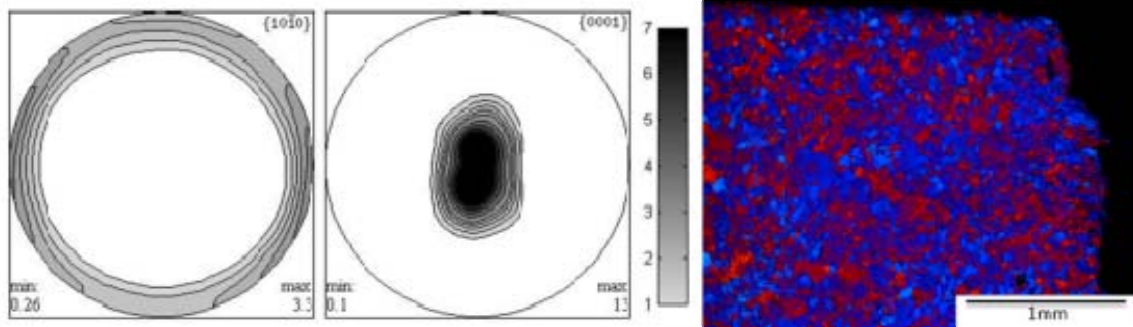
Mg 0°



2% deformación



4% deformación



Fractura

Fig.4.11 Evolución de a) Textura representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y $(10\bar{1}0)$ en Mg puro (0°) respecto a la dirección de laminación y b) microestructura en la dirección en donde se aplicó la carga durante el ensayo de tensión.

A 45° se observa la rotación del polo basal hacia la dirección de laminación siendo perpendicular a dirección de la carga (DC) ver Fig. 4.12, en la microestructura no hay grandes cambios, se observan pocas maclas y las bandas de deformación hasta la fractura.

Mg 45°

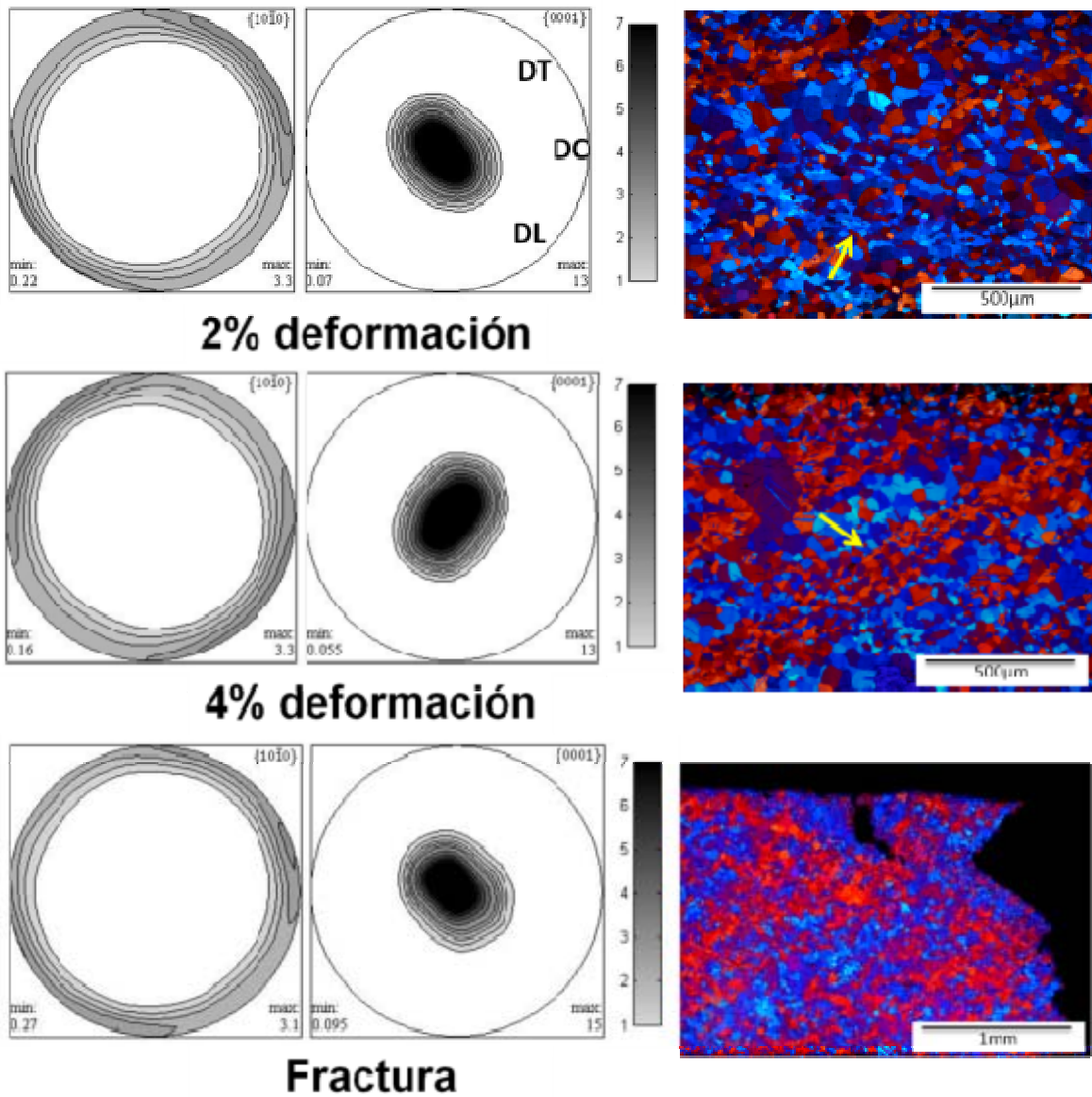
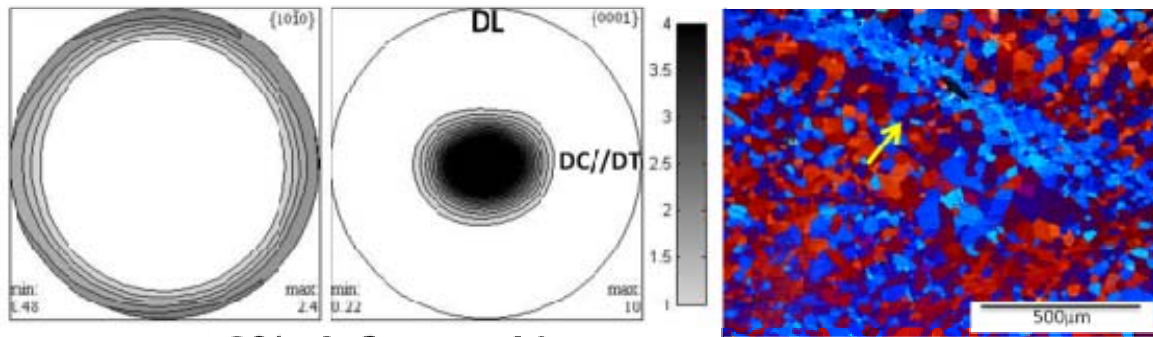


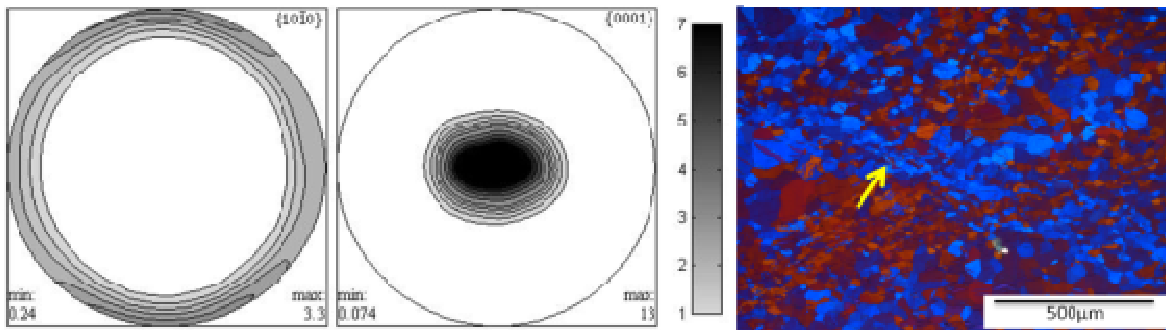
Fig.4.12 Evolución de a) Textura representada por las figuras de polos recalculadas $\{0001\}$ y $\{10\bar{1}0\}$ en Mg puro (45°) respecto a la dirección de laminación b) microestructura en la dirección en donde se aplico la carga durante el ensayo de tensión.

Finalmente a 90° se observo que el polo basal se amplía en dirección de la carga aplicada ver Fig. 4.13.a), en la microestructura ver Fig.4.13 b) al igual que en las 2 direcciones anteriores no hubo gran actividad de maclas.

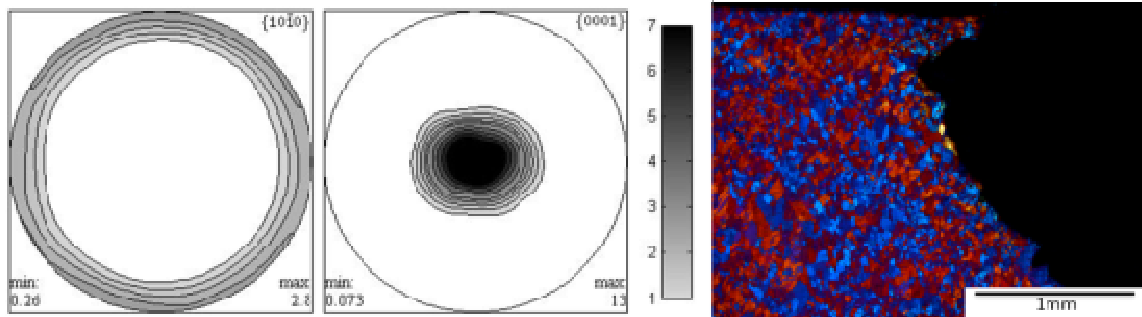
Mg 90°



2% deformación



4% deformación



Fractura

Fig.4.13 Evolución de a) Textura representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y $(10\bar{1}0)$ en Mg puro (90°) respecto a la dirección de laminación b) microestructura en la dirección en donde se aplicó la carga durante el ensayo de tensión.

Mg-Nd

Durante el ensayo de tensión en Mg-1.5Nd (0°) se observa la formación de una nueva componente de textura desde el 8% de deformación ver Fig. 4.14 a), esta componente es asociada a la formación de maclas en tensión ⁽⁵⁰⁾. el análisis de

dicha componente ha sido reportado por Seong-Gu Hong et al ⁽⁵⁰⁾. Esta nueva componente se desarrolla paralela a la DC. Adicionalmente se observó la aparición de una nueva componente al incrementar el grado de deformación ver Fig. 4.14 a) al 18% de deformación. Esta última se desarrolla de manera perpendicular a la DC. Ambas componentes indican una rotación del polo basal de 90° hacia DL y DT respectivamente. Estas componentes se fortalecen al aumentar el grado de deformación.

Adicionalmente la figura de polos al 2% de deformación Fig. 4.14 a) muestra una disminución en la separación del polo basal, respecto a la separación observada después del tratamiento térmico ver Fig. 10, debido a que la separación de los polos de máxima Intensidad disminuye al incrementar la deformación, por ejemplo la separación inicial es de ~35° al 0% de deformación y al momento de la fractura se observa una separación final de aproximadamente ~10°. Al 8% es más evidente la reorientación del polo basal, se observa una ampliación de este polo de manera perpendicular a la DC. Dicha ampliación incrementa al aumentar el grado de deformación En la Fig. 4.14 b) la micro estructura es presentada en la dirección donde se aplicó la carga y en el plano normal de las muestras. Es posible observar en ambos planos que la cantidad de maclas incrementa al aumentar el grado de deformación.

En la aleación Mg-1.5Nd (45°) se observa la rotación del polo basal a 45° de la DC, el desarrollo de la componente de textura es visible ligeramente hasta el 13% de deformación paralela a DC ver Fig.4.15 a), llama la atención que en la fractura no se aprecia dicha componente. Bajo esta condición (45° de acuerdo a la dirección de laminación) también se observa la disminución de la separación del polo basal y la ampliación de dicho polo perpendicular a la DC. En la Fig.4.15 b) la microestructura mostró poca cantidad de maclas durante la deformación, sin embargo se lo logra observar la aglomeración de partículas en la misma dirección en donde se aplica la carga.

Mg-1.5Nd 0°

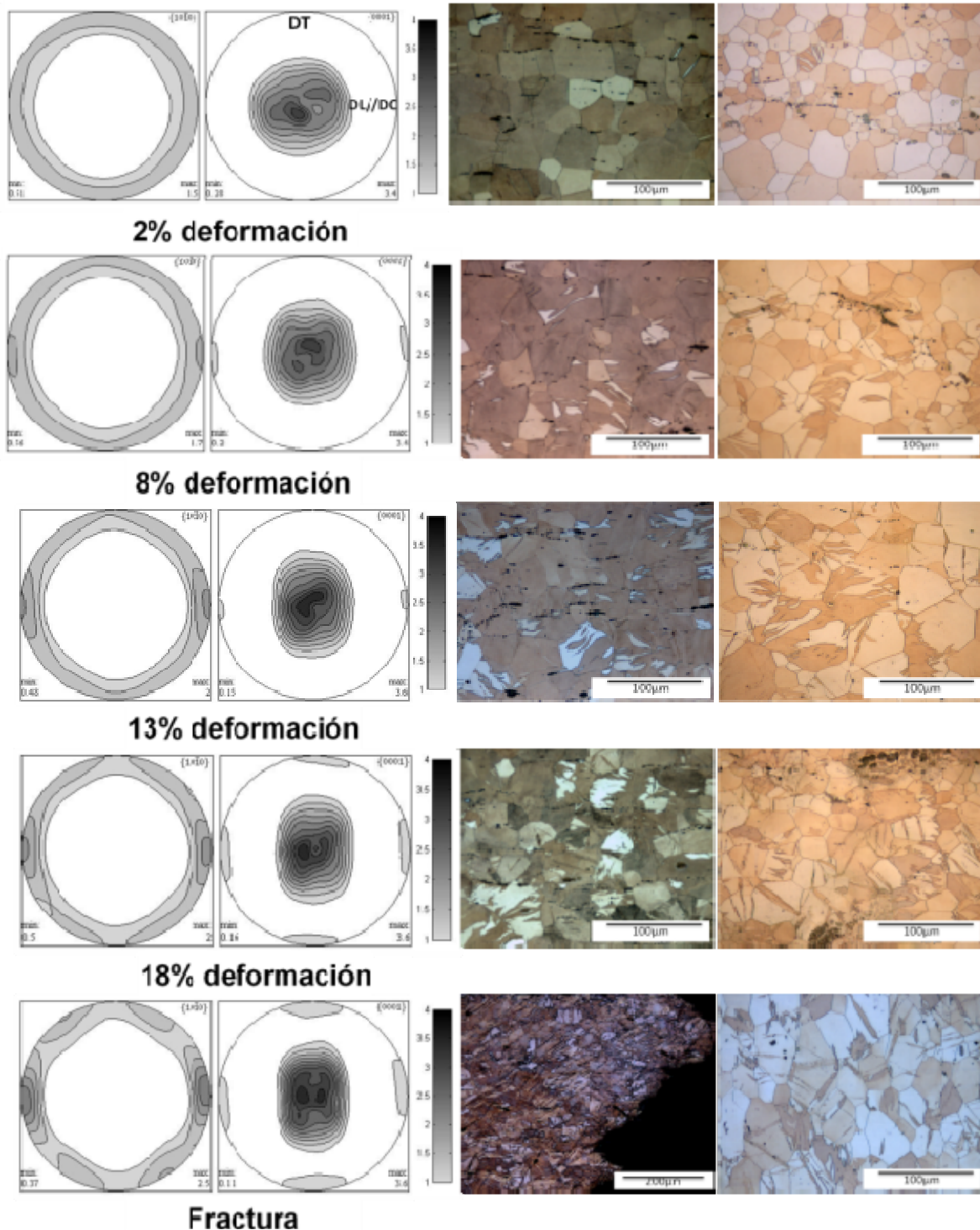


Fig.4.14. Evolución de a) textura representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y $(10\bar{1}0)$ en Mg-1.5Nd (0°) respecto a la dirección de laminación b) microestructura en la dirección donde se aplicó la carga y en el plano normal (Derecha) durante el ensayo de tensión.

Mg-1.5Nd 45°

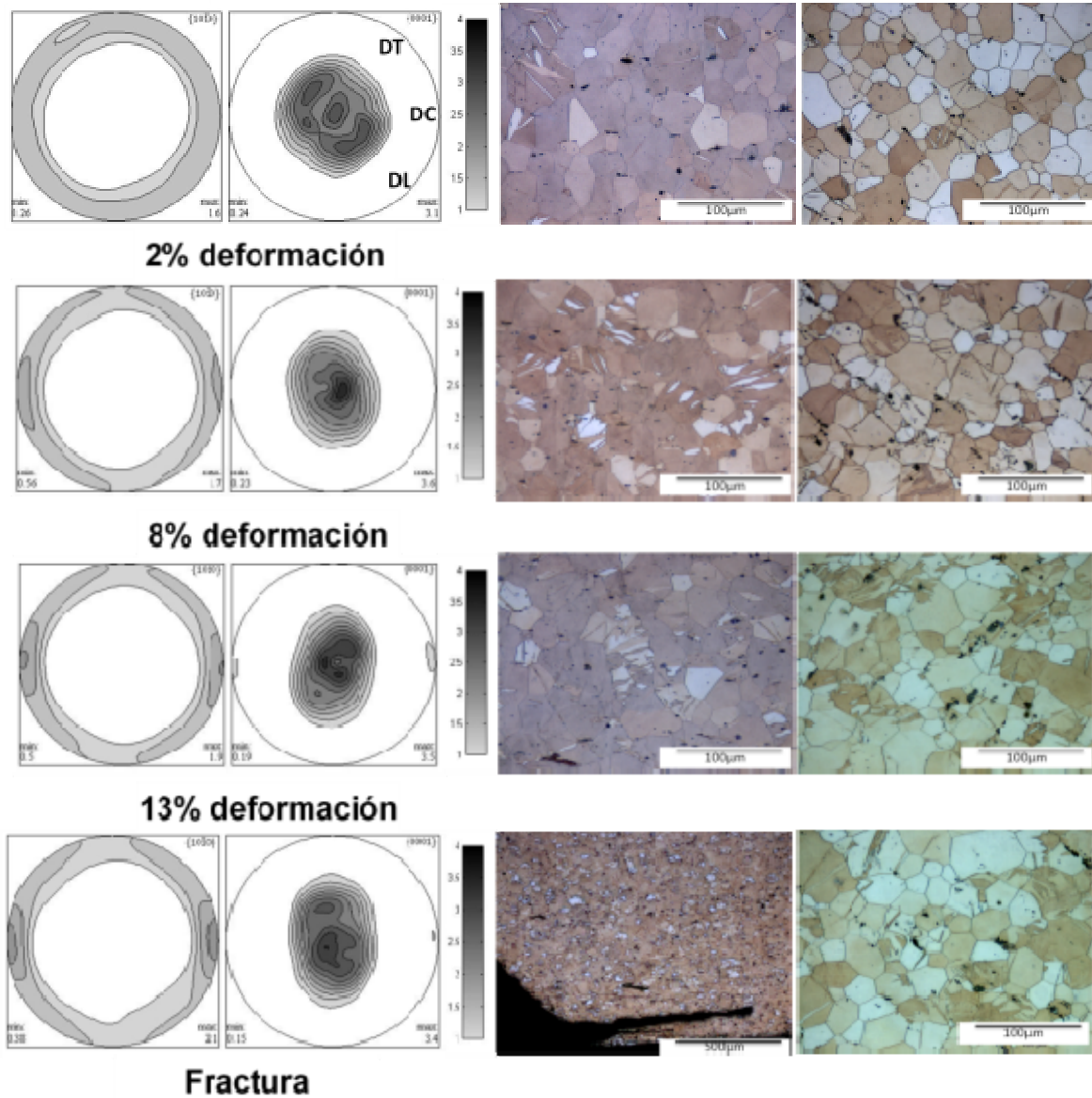


Fig.4.15. Evolución de a) Textura representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y (10 $\bar{1}$ 0) en Mg-1.5Nd (45°) respecto a la dirección de laminación b) Microestructura en la dirección donde se aplicó la carga y en el plano normal (Derecha) durante el ensayo de tensión.

En la aleación Mg-1.5Nd (90°) Fig. 4.16, se observó que al 2% de deformación continua siendo visible la separación del polo basal en DL y al incrementar el grado de deformación se hace más evidente esta separación perpendicular a la

carga ver Fig. 4.16 a), aquí también se observa que la componente de textura asociada a la formación de maclas en tensión, se forma solo hasta llegar a la fractura a~ 14 de deformación, la formación de la componente de textura aparece al igual que en los casos anteriores con una componente paralelo a la carga y otro perpendicular a DC. Se observa que no aparece en ambos extremos como en los casos anteriores a 0° y 45 ° de a cuerdo a la dirección de laminación. En la Fig. 4.16 b) es posible observar que no hay gran actividad de maclas.

Mg-1.5Nd 90°

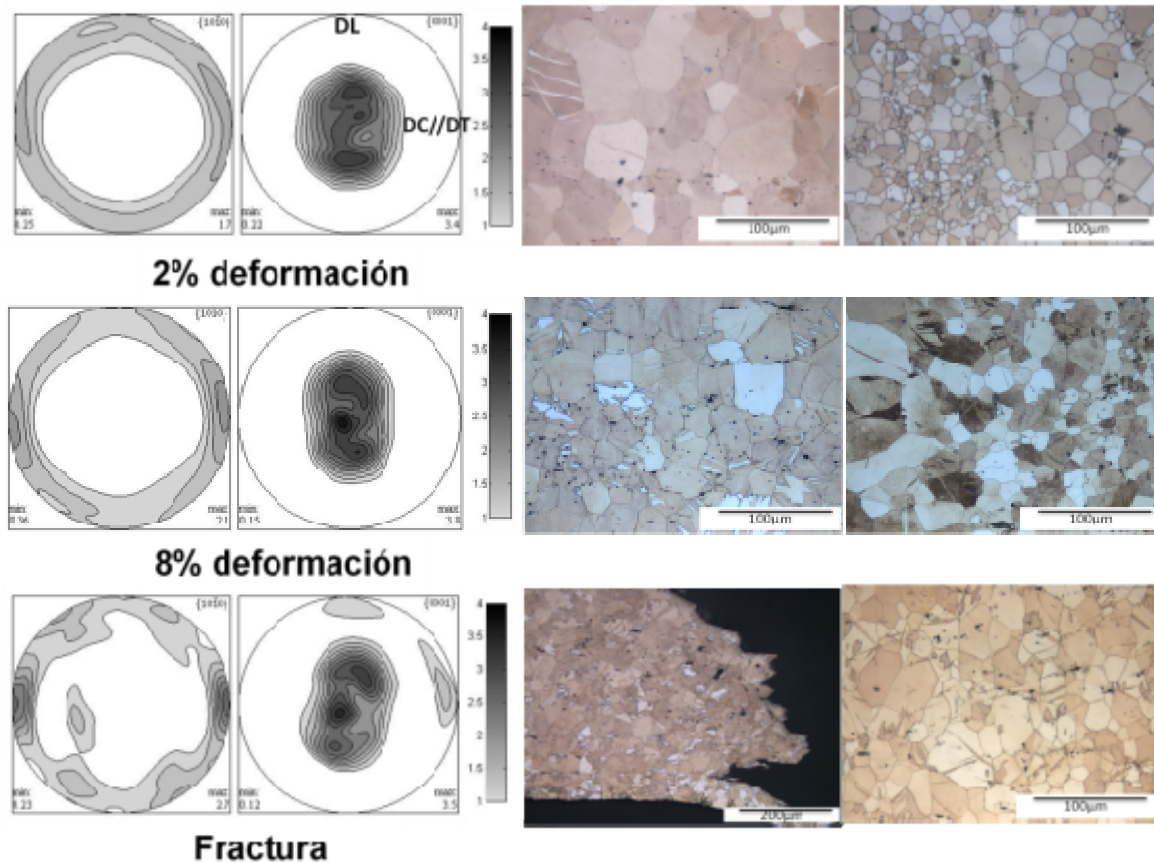


Fig.4.16. Evolución de a) Textura representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y $(10\bar{1}0)$ en Mg-1.5Nd (90°) respecto a la dirección de laminación b) Microestructura en la dirección donde se aplico la carga y en el plano normal (Derecha) durante el ensayo de tensión.

Mg Y

Por otra parte durante el ensayo de tensión en Mg-3Y (0°) se observó una textura más aleatoria al inicio de la deformación, observándose que al incrementar la deformación hay una alineación del polo basal perpendicular a la DC, así como su ampliación en esta misma dirección.

Además se observa la formación de la componente de textura (asociada a la formación de maclas en tensión) ⁽⁵⁰⁾ ligeramente al 8% en dirección paralela a la DC, al 20% de deformación es posible observar la formación de otra componente perpendicular a DC, ambas componentes se fortalecen hasta llegar a la fractura como se observa en la Fig.4.17 a). En la Fig. 4.17 b) la microestructura es presentada en la dirección donde se aplicó la carga y en el plano normal de la lámina en ambos planos se observa que hay actividad de maclas conforme aumenta el grado de deformación hasta llegar a la fractura.

En Mg-3Y (45°) se observa la rotación del polo basal a 45° de la DC, el desarrollo de la componente de textura también es visible hasta el 15% de deformación paralela a la dirección en que se aplicó la carga (ver Fig.4.18 a) manteniéndose constante hasta llegar a la fractura. Bajo esta condición (45°) de acuerdo a la dirección de laminación también se observa la ampliación del polo basal perpendicular a la DC. Por otra parte En la Fig.4.18 b) la microestructura muestra que hay un incremento en la cantidad de maclas durante la deformación.

En Mg-3Y (90°) al inicio de la deformación se observa la rotación del polo basal en la dirección normal, posteriormente el polo basal comienza a expandirse en dirección perpendicular a DC como en todos los caso anteriores. El desarrollo de la componente también es visible, a partir del 15% de deformación hasta la fractura, observándose solo paralela a DC ver Fig. 4.19 a). En la Fig. 4.19 b) es posible observar que la microestructura no muestra gran actividad de maclas.

Mg-3Y 0°

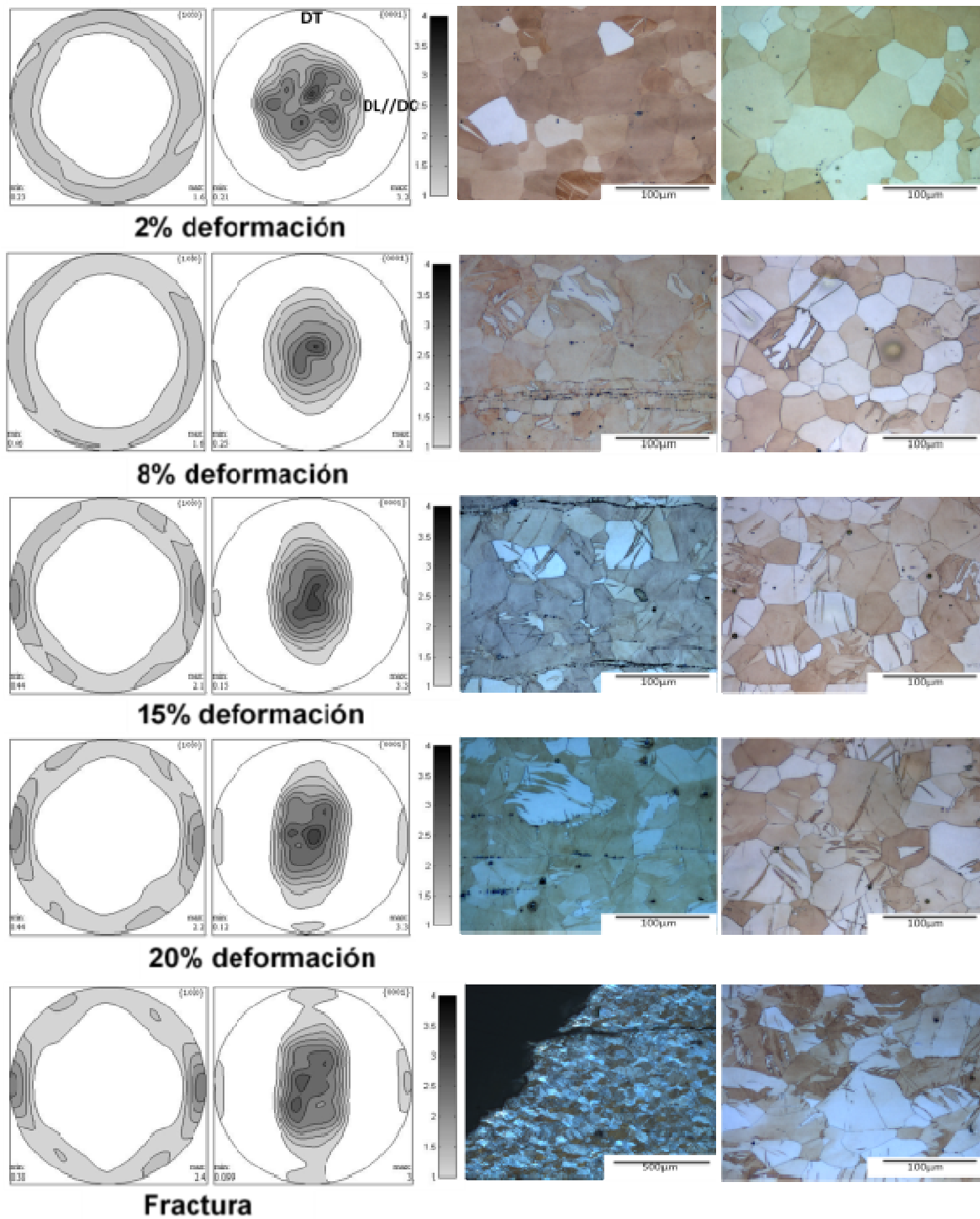
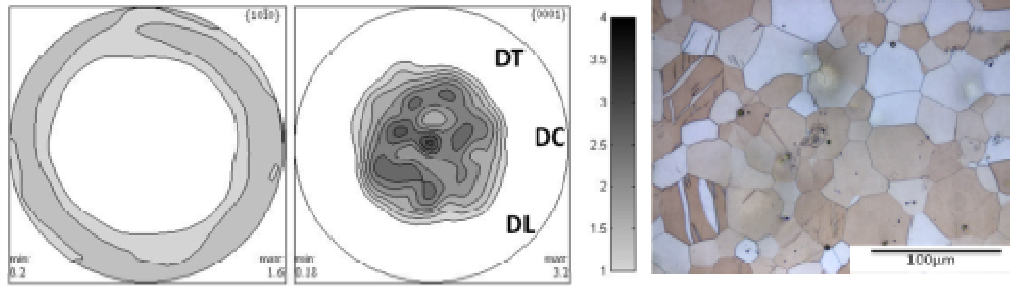


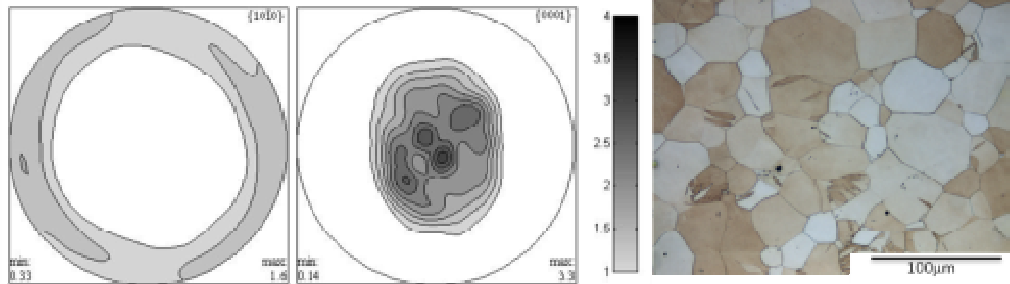
Fig.4.17. Evolución de a) Textura representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y $(10\bar{1}0)$ en Mg-3Y(0°) respecto a la dirección de laminación

b) Microestructura en la dirección donde se aplicó la carga y en el plano normal (Derecha) durante el ensayo de tensión.

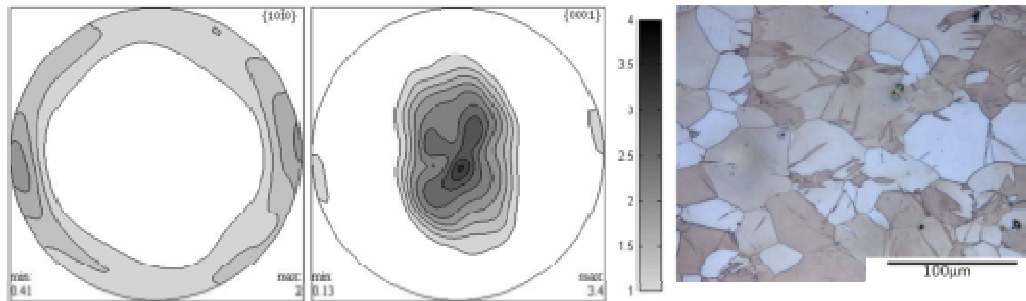
Mg-3Y 45°



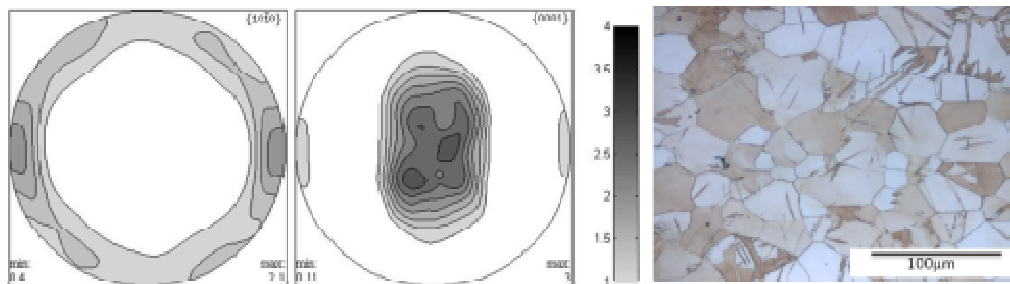
2% deformación



8% deformación



15% deformación



20% deformación

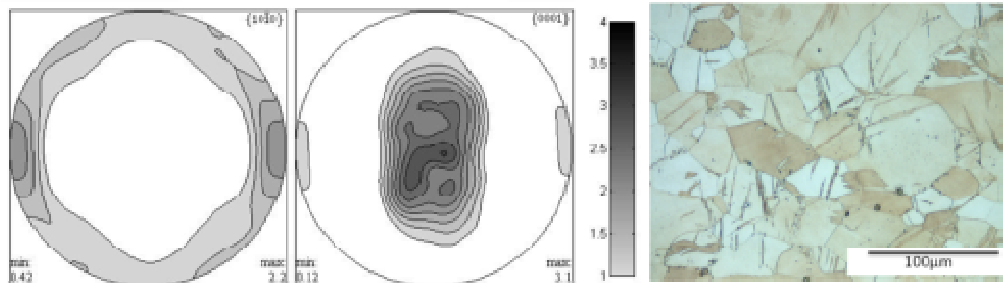


Fig.4.18. Evolución de a) Textura representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y $(10\bar{1}0)$ en Mg-3Y(45°) respecto a la dirección de laminación b) Microestructura en el plano normal durante el ensayo de tensión.

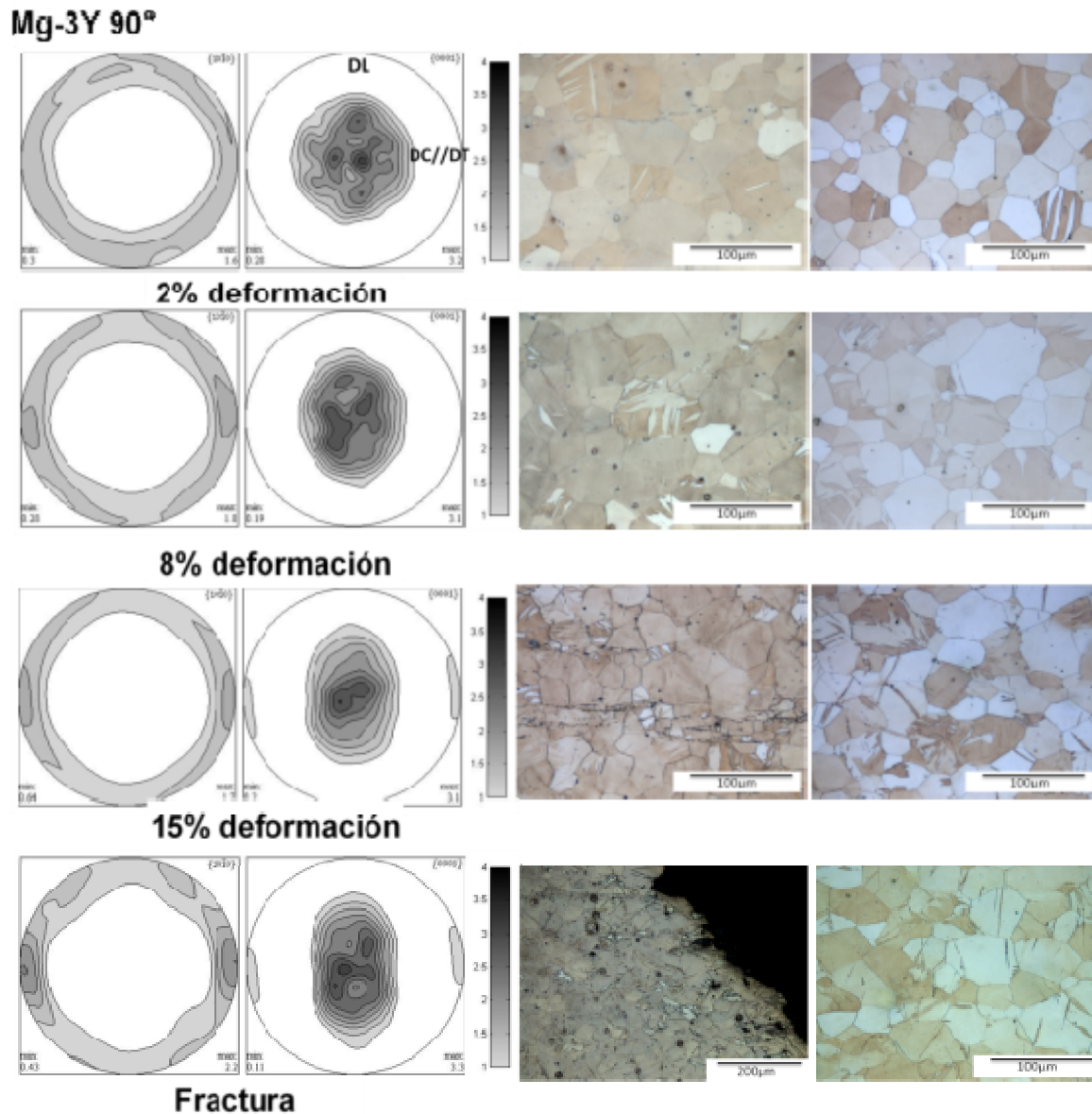


Fig.4.19. Evolución de a) Textura representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y $(10\bar{1}0)$ en Mg-3Y(90°) respecto a la dirección de laminación b) Microestructura en la dirección donde se aplicó la carga y en el plano normal (Derecha) durante el ensayo de tensión.

CAPÍTULO 5

5.1 DISCUSIÓN

5.1.1 Microestructura y evolución de la textura durante la laminación

Durante el proceso de laminación en frío se observó la formación de bandas de deformación, (en estas bandas se encuentra la deformación muy localizada). Las bandas de deformación en Mg puro no están distribuidas homogéneamente, contrariamente en las aleaciones Mg-RE dichas bandas se encuentran distribuidas homogéneamente ver Fig. 5.1b). Por otra parte en magnesio puro se formaron grietas superficiales durante la laminación, Adicionalmente se observó que la deformación en Mg-RE es más homogénea, lo cual mejora la formabilidad de estas láminas, es evidente que la adición de RE influye en los procesos de deformación.

Después de la laminación en frío se observan núcleos de recristalización en las bandas de deformación en magnesio puro, ésto es atribuido a la alta energía de deformación almacenada en dichas bandas, observaciones similares de que existió recristalización durante la laminación en frío en magnesio puro ha sido reportado en otros trabajos como los de (barnet y sandobllles). Adicionalmente, Sandobles reporta que en Mg puro durante la laminación en frío se forman bandas, observando que la matriz tiene el eje c de los cristales paralelos a la normal de las láminas, y los núcleos de recristalización se encuentran orientados al azar.

Durante el tratamiento térmico se confirmó que es más rápido el proceso de recristalización y crecimiento de grano en magnesio puro a bajas temperaturas y tiempos más cortos. Esto se puede relacionar con lo que se menciona en el párrafo anterior: la matriz tiene una fuerte textura basal y las bandas de deformación no distribuidas homogéneamente casi no influyen en la recristalización, debido a que los granos no recristalizados crecen a expensas de los granos recristalizados en la banda de deformación. Por lo que predominan la orientación de la matriz. Por el contrario la adición de Nd e Y mostró un retardo en la recristalización y crecimiento de grano. Esto se puede atribuir a que las partículas de Nd e Y obstaculizan el crecimiento de grano.

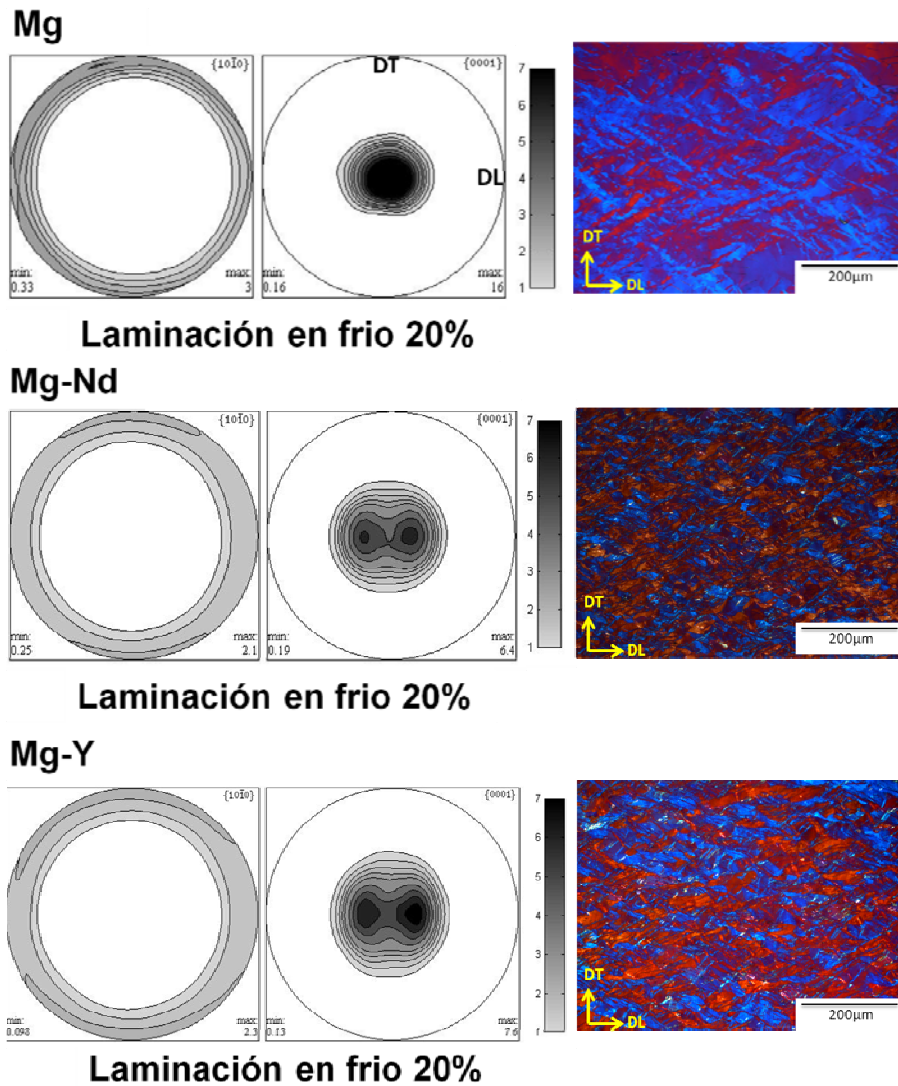


Fig.5.1 La evolución de a) La textura es representada por las figuras de polos recalculadas (0001) y $(10\bar{1}0)$ y b) bandas de deformación en Mg, Mg-1.5Nd y Mg-3Y durante laminación en frío al 20 %.

Durante la laminación el magnesio puro muestra una fuerte textura basal donde los polos se encuentran orientados paralelos a la dirección normal de la lámina. Por el contrario en Mg-RE se observa una textura basal debilitada, caracterizada por la separación del polo basal hacia la dirección de laminación. La separación del polo basal ha sido atribuida a la alta actividad del sistema de deslizamiento $\langle c+a \rangle$ ⁽⁵⁰⁾.

Adicionalmente, se desarrolló un debilitamiento de la textura en Mg puro durante la laminación en caliente $I_{\max}=18$ m.r.d, durante la laminación frío esta textura se ve debilitada a $I_{\max}=16$ m.r.d. Esto se relaciona con las bandas de deformación y los nuevos núcleos que se forman durante la laminación en frío, los cuales tienen una textura más aleatoria, siendo los responsables de este debilitamiento en la textura como lo menciona Sandobles⁽⁴¹⁾.

Durante el recocido la textura basal del magnesio puro se ve fortalecida, esto se entiende como el resultado del crecimiento preferencial de los granos con la orientación del tipo basal lo cual permite fortalecer la textura basal. Contrariamente en las láminas de Mg-RE la textura es debilitada y más aleatoria, Bohlen⁽³²⁾ y colaboradores reportan que Nd e Y influyen fuertemente en el proceso de recristalización del magnesio, debido a que estos átomos son pesados y grandes lo cual causa baja difusividad. Además refieren al PSN (por sus siglas en inglés particle stimulated nucleation) como un mecanismo que modifica la textura. Las partículas formadas en las aleaciones Mg-RE sirven como sitios de nucleación durante la recristalización además de causar retardo en el movimiento del límite grano. Esta disminución en la textura en Mg-RE está asociada al retardo de crecimiento de grano debido a que induce a la preservación de orientaciones más aleatorias formadas en las bandas de deformación. En este trabajo se observó que hay evidencias PSN en Mg-1.5Nd ver Fig.5 2

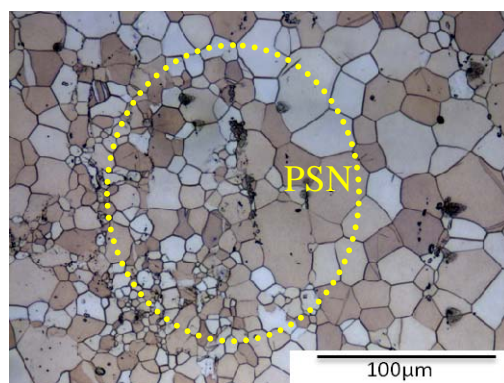


Fig. 5.2 Láminas de Mg-1.5 Nd mostraron PSN después del recocido.

Adicionalmente se observó que durante el recocido de las láminas hay una ligera diferencia en cuanto al debilitamiento de la textura de Mg-3Y debido a que resulta un debilitamiento mayor de la textura en esta aleación que en Mg-1.5Nd, J.

Bohlen⁽³²⁾ y K. Hantzsche⁽³⁸⁾ reportaron que las texturas se ven fuertemente debilitadas a altos contenidos de RE, y que la cantidad de RE que se requiere adicionar para debilitar la textura está relacionado con la solubilidad en el estado sólido. Ver fig.4.10 y 4.11 capítulo de resultados.

5.2 PROPIEDADES MECÁNICAS Y EVOLUCIÓN DE LA TEXTURA

Para magnesio puro se observó que el esfuerzo a la cedencia disminuye en dirección de la laminación hacia DT esto se puede relacionar con la textura que se observó en las diferentes direcciones que se aplicó el ensayo de tensión (DL, 45°, DT°). En DL se observó que la mayoría de los polos basales se encuentran inclinados perpendiculares a la carga. Lo cual no favorecerá la deformación en esta dirección, incrementando el esfuerzo a la cedencia. Por el contrario en DT la densidad de los polos basales se encuentran inclinados en dirección de la carga aplicada, en este caso se verá favorecida la deformación y por consiguiente una disminución en esfuerzo a la cedencia.

En general las láminas de Mg-Nd muestran valores ligeramente mayores en el esfuerzo a la cedencia y valores de r mayores en las tres direcciones medidas comparados con las láminas de Mg-Y. Por otra parte, la anisotropía planar, que es la variación de los valores de r en función de la dirección en que se aplica la carga en tensión, también es diferente para las dos aleaciones Mg-Nd y Mg-Y el valor más alto de r en la lamina de Mg-Y fue encontrado en DL Y 45°, mientras que el valor de r de las laminas de Mg-Nd incrementa de RD a TD.

Este incremento gradual en el esfuerzo a la cedencia y en el valor de r de DL hacia DT se puede explicar por la inclinación de los planos basales en DL que en DT. A mayor inclinación de los planos basales en DL más fácil es la activación de deslizamiento por dislocaciones $\langle a \rangle$ (prismatico y basal), durante la aplicación de la carga en esta dirección comparado con DT. La misma explicación aplica para el incremento de r en DL hacia DT. La deformación a lo largo del espesor puede ser acomodada más fácilmente por deslizamiento basal en DL que en DT durante el ensayo de tensión. Porque el valor de r es inversamente proporcional a la deformación en el espesor⁽⁵¹⁾, el valor de r es menor en DL que en DT. En otras

palabras la distribución de la deformación en el ancho de las muestras es más fácil si los planos basales están más inclinados hacia la dirección del ancho de la muestra, lo cual sucede para las pruebas que se realizaron en DT. Adicionalmente la muestra DT tiene los planos prismáticos paralelos a el ancho. Esta orientación es favorable para acomodar deformación en ancho por deslizamiento prismático. Por lo anterior el valor de r es menor en DL que en TD.

La variación del esfuerzo a la cedencia de las láminas de Mg-Y también se puede explicar en función de su textura. La aplicación de la carga en DT favorecerá el deslizamiento basal. Debido a que la inclinación del polo basal se encuentra inclinado favorablemente en DT que en DL. Por esta razón el esfuerzo a la cedencia en DT es menor que en DL.

5.3 FORMABILIDAD

Durante la prueba de Erichsen (método comparativo) se observo que Mg-3Y (IE)= 4.7 muestra mejor formabilidad que Mg-Nd (IE)= 3.7 el valor de Erichsen es una medida directa de la ductilidad de los metales.

Adicionalmente se observó que las laminas de Mg-Nd, la cuales tienen una textura basal con una clara separación del polo basal en DL, muestran que la grieta en la superficie de la prueba es paralela a DL, después del ensayo de Erichen. Estos resultados indican que la separación del polo basal en DL tiene una fuerte influencia macroscópica en el desarrollo de la fractura en Mg-Nd durante el ensayo de Erichsen.

En general la formabilidad de los metales está determinada por su habilidad de resistir inestabilidad plástica. Los parámetros que afectan la inestabilidad plástica son: endurecimiento por deformación y grado de deformación ⁽¹⁵⁾. A partir de las investigaciones hechas por Talal ⁽¹⁵⁾ y otros ⁽³²⁾ el magnesio a temperatura ambiente es insensible al grado de deformación. Por esta razón el papel que desempeña el grado de deformación no será evaluado.

Usualmente el endurecimiento por deformación se caracteriza por la relación entre el esfuerzo y la deformación de acuerdo a la siguiente ecuación.

$$\sigma = k\varepsilon^n$$

En donde k es constante del material, n es el exponente de endurecimiento, a partir de la ecuación podemos observar que elevados valores de n ayudaran a resistir deformación no homogénea y por consiguiente promover buena formabilidad.

La capacidad de endurecimiento de los materiales confiere resistencia a la inestabilidad mecánica durante el ensayo de tensión, y por lo tanto el control de la ductilidad. Altos valores en el exponente de endurecimiento (n) usualmente indica mejor ductilidad, especialmente en la deformación uniforme a temperatura ambiente. Para metales con alta ductilidad como el Al o acero, muestran valores típicos de $n = 0.20 - 0.50$ a temperatura ambiente ^(52,39). Mientras que los valores de n para la mayoría de las aleaciones de magnesio es menor a 0.2.

Sin embargo los valores de n obtenidos en este estudio fueron de $n = 0.23$ a $n = 0.26$.

Adicionalmente los valores de coeficiente de anisotropía r al 8% de deformación durante el ensayo de tensión, los cuales revelan los siguientes valores Mg-3Y $\bar{r} = 1.14$ y mientras que para Mg-Nd fue de $\bar{r} = 1.34$. Por lo regular siempre se busca \bar{r} muy cerca de 1, lo cual indica que hay la misma deformación plástica en el ancho y espesor. Observando que Mg-3Y tiene un valor más cercano ~ 1 y por tanto observando un mejoramiento mayor en la formabilidad de esta aleación.

La mejora en la formabilidad de las laminas Mg-RE (Y,Nd) se puede atribuir al textura obtenida y baja intensidad de esta, lo cual permite las siguientes características: gran elongación uniforme, pequeños valores de Lankford (r -value) y valores elevados del exponente de endurecimiento por deformación.

5.4 EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL Y DE LA TEXTURA DURANTE EL ENSAYO DE TENSIÓN

En Mg puro no se observan cambios evidentes de la textura durante el ensayo de tensión las características principales fueron ensanchamiento del polo basal perpendicular a DC a 0° y 45° , a 90° paralelo a DC hasta llegar a la fractura. Lo anterior se puede explicar según Barnet: en magnesio la orientación producida por maclaje {10-12} en una muestra idealmente orientada para que haya extensión

del eje c, termina con su eje c cercanamente paralelo a la dirección de mayor contracción (la matriz es re orientada $\sim 86^\circ$ alrededor de (1-210). En consecuencia el factor de Schmid para el deslizamiento basal en las regiones macladas es menor y la deformación continua por deslizamiento, produciendo un mayor esfuerzo ⁽⁴⁶⁾.

Durante el ensayo de tensión en Mg-1.5Nd se observó la formación de una nueva componente de textura la cual se forma durante el endurecimiento por deformación (al 8% de deformación) a 0° paralela a la DC, después del UTS (13% de deformación) se forma la misma componente pero perpendicular DC fortaleciéndose ambas hasta la fractura, además se observó el ensanchamiento del polo basal perpendicular a la carga en las tres direcciones. La formación de la nueva componente de textura se atribuye a la actividad del “Tensile twinning” siendo más prematura su aparición a 0° desde el 2% de deformación a diferencia de 45° que aparece hasta el UTS al (13% de deformación) solo se forma paralela DC, a 90° esta componente es visible hasta la fractura (13% deformación) paralela a DC y perpendicular a esta.

Seong⁽⁵⁰⁾ reportó que la aparición de la componente de textura se debe a que solo un tipo de twin variant se activara esto es porque tienen el SF cercano a 0.499, y estos tienen alta probabilidad de maclarse, causando que los ejes c de las bandas de maclaje se alineen paralelas a DL

En Mg-3Y se observan las mismas características, sin embargo se observa que en esta aleación la intensidad de esta nueva componente es más fuerte además de que solo a 0° se activa antes del UTS al igual que Nd.

Se observa claramente que la textura que se tiene en las láminas de Mg-RE después del recocido permanece sin cambios evidentes durante el ensayo de tensión hasta llegar al esfuerzo de cedencia en donde hay ligeramente una reorientación del polo basal perpendicular a la carga haciendo más evidente esta reorientación conforme aumenta el grado de deformación. Podríamos decir que los mecanismos adicionales al basal comienzan a activarse durante el endurecimiento por deformación poco antes de alcanzar el UTS. Evidencias de prismatic $\langle a \rangle$ slip a deformación mayor al 5% han sido reportadas previamente en Mg-RE⁽⁵³⁾

Es evidente para ambas aleaciones que hay mayor actividad de tensile twinning a 0° que a 45° y 90° . Esto es porque a 0° se presentan las condiciones para tener un SF mayor el cual favorecerá un mayor esfuerzo cortante.

El maclaje {10-12} es gobernado por el criterio del factor de Schmid, por esta razón las twin variants con el mayor factor de Schmid serán activadas y dominarán las características del maclaje⁽⁵⁰⁾.

Lo anterior se debe a que el maclaje {10-12} induce a una reorientación de 86.3° , durante el proceso de deformación, la textura inicial en donde el eje c esta paralelo a DN, esta textura fue transferida a la nueva componente de textura con el eje c perpendicular a DN, en donde los ejes c fueron reorientados en un cierto rango $\pm 30^\circ$ de LD hacia DN. La intensidad de la textura inicial se transfiere más rápido en DL.

Se ha reportado⁽⁵⁰⁾ que la fácil operación del sistema de deslizamiento prismático promueve el crecimiento del mecanismo por maclaje. Por esta razón el crecimiento de maclas presentes comienza rápidamente y domina el proceso de maclaje, y finalmente resulta en el incremento del volumen de maclas con la deformación.

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES

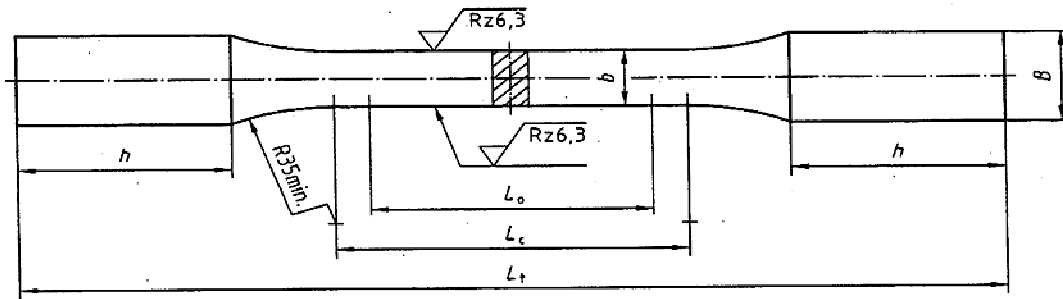
1. Las texturas basales observadas en las láminas Mg-RE en general son más débiles que en magnesio puro después de laminación en caliente, frío y el recocido. Magnesio puro mostró un debilitamiento de la textura durante la laminación en frío debido a la bandas de deformación, contrariamente Mg-RE mostraron un ligero incremento en la textura durante la laminación en frío. La superficie de las laminas Mg-RE mostraron una mejor apariencia comparadas con magnesio puro en donde se formaron grietas superficiales, indicando que la adición de las tierras raras mejoran significativamente la formabilidad. Este mejoramiento en la formabilidad en las laminas de Mg-RE es atribuido al debilitamiento en la textura y a la alta actividad de los sistemas de deslizamiento $\langle c+a \rangle$, lo cual resulta en bandas de deformación homogéneamente distribuidas.
2. Después de la recristalización, las laminas de Mg-RE mostraron que la adición de Y y Nd causan un retardo en la recristalización y crecimiento de grano. Debido a que las partículas tienen un efecto pinning y solute drag mecanismos ya reportados con anterioridad para laminas de Mg-RE. Se encontraron indicios de PSN en las láminas de Mg-1.5Nd, PSN también es considerado como uno de los mecanismos que ayudan a debilitar la textura durante la recristalización.
3. Las distintas y bajas intensidades de la textura en las láminas de Mg-RE resultan en un endurecimiento por deformación balanceado y un alto exponente de endurecimiento por deformación ($n= 0.26$ Mg-Nd, $n= 0.23$ Mg-Y), un valor de Erichsen considerablemente favorable 3.7 y 4.7 respectivamente, además de un bajo valor de landkford ($r= 1.34$ Mg-Nd, $r= 1.4$ Mg-Y) durante el ensayo de tensión a temperatura ambiente. La formabilidad de las aleaciones de Mg se ve fuertemente afectada por r y n . A pequeños valores de r y grandes valores de n se beneficia el adelgazamiento de la lámina bajo un esfuerzo en tensión y a su vez mejora la formabilidad.
4. Se observó una anisotropía planar muy cercana a ~ 1 en Mg-RE este valor es menor comparado con aleaciones convencionales de Mg, esto se relaciona directamente con el debilitamiento de la textura, la cual tiene una gran cantidad de granos orientados de manera favorable para acomodar deformación en tensión mediante el deslizamiento basal y maclaje lo cual promueve el adelgazamiento de las láminas.

5. Para Mg-Y se observaron valores de r más cercanos a 1 a diferencia de Mg-Nd, esto nos indicó que la deformación ocurre de manera más isotrópica en esta aleación, es decir la deformación en ancho y espesor es similar.
6. Los resultados de las pruebas de Erichsen muestran que la adición de Nd e Y en las laminas mejoran favorablemente la formabilidad. Se observaron ligeras diferencias entre Nd e Y, esto se puede relacionar con la intensidad y distribución de la textura ya que sugiere ser un factor dominante para el mejoramiento de la formabilidad.
7. La activación del “tensile twining” se rige por la combinación de orientación de la red cristalina (es decir la textura) y de la dirección en que se aplica la carga. El cual obedece el criterio de Factor de Schmid.

Anexo A

Medidas de las probetas utilizadas

a	b	L_0	B min	H min	L_0 min	L_0 min
5mm	10mm	40mm	15mm	30mm	50mm	140mm



Anexo B

Mg-1.5 Nd

Rolling temperature		450°C					
Initial thickness	20mm	Final thickness	1,87mm				
Initial length	55mm	Final length	556mm				
Initial width	290mm	Final width	305mm				
Thickness	Total thickness reduction (%)	Thickness reduction per pass (%)	True total strain (j) = -ln(hf/hi)	True strain per pass (j)	Annealing time(min)	Rolls gap	
Dicke(mm)							
20					30	15.61	
16.715	16.425	16.43	0.18	0.18	25	12.69	
13.85	30.75	17.14	0.37	0.19	20	10.13	
11.44	42.8	17.40	0.56	0.19	15	8.12	
9.51	52.45	16.87	0.74	0.18	10	6.49	
7.63	61.85	19.77	0.96	0.22	10	5.08	
6.3	68.5	17.43	1.16	0.19	10	3.97	
5.15	74.25	18.25	1.36	0.20	10	2.9	
4.19	79.05	18.64	1.56	0.21	5	2.2	
3.46	82.7	17.42	1.75	0.19	5	1.55	
2.82	85.9	18.50	1.96	0.20	5	1.2	
2.42	87.9	14.18	2.11	0.15	5	1	
2.1	89.5	13.22	2.25	0.14	5	0.84	
1.89	90.55	10.00	2.36	0.11	5	0.84	

Thickness	Total thickness reduction (%)	Thickness reduction per pass (%)	True total strain (φ) = -ln(hf/hi)	True strain per pass (φ)	Rolls gap
Dicke(mm)					
1.89					15.61
1.85	2.116402	2.12	0.02	0.02	12.69
1.83	3.174603	1.08	0.03	0.01	10.13
1.81	4.232804	1.09	0.04	0.01	8.12
1.76	6.878307	2.76	0.07	0.03	6.28
1.74	7.936508	1.14	0.08	0.01	5.08
1.7	10.05291	2.30	0.11	0.02	3.97
1.67	11.64021	1.76	0.12	0.02	2.9
1.65	12.69841	1.20	0.14	0.01	2.2
1.59	15.87302	3.64	0.17	0.04	1.55
1.53	19.04762	3.77	0.21	0.04	1.28
1.51	20.10582	1.31	0.22	0.01	0.9
1.41	25.39683	6.62	0.29	0.07	0.84

Mg-Y

Rolling temperature		450°C	
Initial thickness	20mm	Final thickness	1,91mm
Initial length	50mm	Final length	490mm
Initial width	280mm	Final width	300mm

Thickness	Total thickness reduction (%)	Thickness reduction per pass (%)	True total strain (j) = $-\ln(h_f/h_i)$	True strain per pass (j)	Annealing time(min)	Rolls gap
Dicke(mm)						
20					30	15.61
16.74	16.3	16.30	0.18	0.18	25	12.69
13.865	30.675	17.17	0.37	0.19	20	10.13
11.41	42.95	17.71	0.56	0.19	15	8.12
9.475	52.625	16.96	0.75	0.19	10	6.49
7.7125	61.4375	18.59	0.95	0.21	10	5.08
6.385	68.075	17.21	1.14	0.19	10	3.97
5.25	73.75	17.77	1.34	0.20	10	2.9
4.18	79.1	20.38	1.57	0.23	5	2.2
3.51	82.45	16.02	1.74	0.17	5	1.55
2.8625	85.6875	18.45	1.94	0.20	5	1.2
2.42	87.9	15.46	2.11	0.17	5	1
2.11	89.45	12.79	2.25	0.14	5	0.84
1.89	90.5	9.95	2.35	0.10	5	0.84

Thickness	Total thickness reduction (%)	Thickness reduction per pass (%)	True total strain (φ) = $-\ln(h_f/h_i)$	True strain per pass (φ)	Rolls gap
Dicke(mm)					
1.89					15.61
1.88	0.529101	0.53	0.01	0.01	12.69
1.85	2.116402	1.60	0.02	0.02	10.13
1.81	4.232804	2.16	0.04	0.02	8.12
1.77	6.349206	2.21	0.07	0.02	6.28
1.76	6.878307	0.56	0.07	0.01	5.08
1.73	8.465608	1.70	0.09	0.02	3.97
1.65	12.69841	4.62	0.14	0.05	2.9
1.61	14.81481	2.42	0.16	0.02	2.2
1.56	17.46032	3.11	0.19	0.03	1.55
1.49	21.16402	4.49	0.24	0.05	1.28
1.43	24.33862	4.03	0.28	0.04	0.9

Mg puro

Rolling temperature		450°C	
Initial thickness	20mm	Final thickness	1,74mm
Initial length	55mm	Final length	550mm
Initial width	290mm	Final width	310mm

Thickness	Total thickness reduction	Thickness reduction per pass (%)	True total strain	True strain per pass (j)	Annealing time(min)	Rolls gap
Dicke(mm)	(%)		(j) = -ln(hf/hi)			
20					30	15.61
16.4	18	18.00	0.20	0.20	25	12.69
13.51	32.45	17.62	0.39	0.19	20	10.13
11.03	44.85	18.36	0.60	0.20	15	8.12
9.08	54.6	17.68	0.79	0.19	10	6.49
7.48	62.6	17.62	0.98	0.19	10	5.08
6.14	69.3	17.91	1.18	0.20	10	3.97
4.95	75.25	19.38	1.40	0.22	10	2.9
3.88	80.6	21.62	1.64	0.24	5	2.2
3.18	84.1	18.04	1.84	0.20	5	1.55
2.51	87.45	21.07	2.08	0.24	5	1.2
2.11	89.45	15.94	2.25	0.17	5	1
1.83	90.85	13.27	2.39	0.14	5	0.84
1.74	91.3	4.92	2.44	0.05	5	0.84

Thickness	Total thickness reduction	Thickness reduction per pass (%)	True total strain	True strain per pass (φ)	Rolls gap
Dicke(mm)	(%)	(%)	(φ) = -ln(hf/hi)	(φ)	
1.74					1
1.69	2.873563	2.87	0.03	0.03	0.91
1.69	2.873563	0.00	0.03	0.00	0.85
1.65	5.172414	2.37	0.05	0.02	0.79
1.6	8.045977	3.03	0.08	0.03	0.72
1.59	8.62069	0.63	0.09	0.01	0.69
1.57	9.770115	1.26	0.10	0.01	0.62
1.56	10.34483	0.64	0.11	0.01	0.6
1.51	13.21839	3.21	0.14	0.03	0.51
1.47	15.51724	2.65	0.17	0.03	0.43
1.41	18.96552	4.08	0.21	0.04	0.36
1.3	25.28736	7.80	0.29	0.08	0.29

Referencias

1. H. E. Friedrich and B. L. Mordike, Magnesium Technology Metallurgy, Design Data, Applications, Springer, 2006.
2. L.L. Rokhlin, Magnesium alloys containing rare earth metals structure and properties, Taylor & Francis Inc, 2003.
3. E.A. Ball, P.B. Prangnell, Tensile- compressive yield asymmetries in high strain wrought magnesium alloys, Scripta Metall. Mater. 31 (1994) 111.
4. J. Bohlen, M.R. Nürnberg, J.W. Senn, D. Letzig, S.R. Agnew, Acta Mater. 55 (2007) 2101. el 2010
5. Y. Chino, M. Kado, M. Mabuchi, Mater. Sci. Eng. A494 (2008) 343
6. Francisco Javier Gil Mur, Conrado Aparicio Bádenas, Daniel Rodríguez Rius - 2001 - 155 páginas.
7. Neite G, Kubota K, Higashi K, Hehmann F. Magnesium - Based Alloys. In: Matucha KH, editor. Structure and Properties of Nonferrous Alloys. Weinheim: Wiley - VCH, 1996. pp. 113 - 212.
8. Mordike BL, Henning W (1987) in: Proc. of London Conference on Magnesium Technology, (Ed. Baker H), Institute of Metals, London, 1987, p. 54 tecnologia del magnesio.
9. Brofin B., Ben-Dov A, et al., "Advanced gravity Casting Magnesium Alloys for the Aircraft Industry", 2007.
10. GARUTZE ARRUEBARRENA "Relationship between Solidification, Microstructures and Mechanical Properties of Magnesium cast Alloys". THESIS of EUROPEAN DOCTOR in MONDRAGON UNIBERTSITATEA, 2009.
11. K.U. Kainer, Magnesium alloys and their applications, Wiley-VCH, 2000.
12. internet textos científicos
13. B.D. Culity, Elements of X-ray diffraction, Addison-Wesley Publishing, 1978.
14. D. R. Askeland, Ciencia e ingeniería de los materiales, 3rd edition, International Thomson, 1998.
15. T. Al-Saman et al., Sheet texture modification in magnesium-based alloys by selective rare earth alloying, Materials science and engineering 528 (2011) 3809-3822.
16. D. Hull and D. J. Bacon, Introduction to dislocations, 4th edition, 2001
17. Inyección molding
18. Mises RV. Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen. Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik 1928;8 (3):161-85.
19. Agnew S. Plastic anisotropy of magnesium alloy AZ31B sheet. Magnesium Technology 2002 .
20. Wonsiewicz BC, Backofen WA. Plasticity of magnesium crystals. Transactions of the metallurgical society of AIME 1967;239:1422-31.

21. Christian JW, Mahajan S. Deformation twinning. *Progress in Materials Science* 1995;39:1-157.
22. Agnew 2005 Texture evolution of five wrought magnesium alloys during route
23. Barnett MR, Keshavarz Z, Beer AG, Atwell D. Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn. *Acta Materialia* 2004;52 (17):5093-103
24. T. Al-Samman, Magnesium the role of crystallographic texture, deformation conditions and alloying elements on formability, PhD thesis, RWTH, 2008.
25. S. Yi et al., *Twinning-related microstructural evolution during hot rolling and subsequent annealing of pure magnesium*, *Materials Science and Engineering*, 2009.
26. Keshavarz Z, Barnett MR. In-situ investigation of twinning behaviour in Mg-3Al-1Zn. *Magnesium Technology 2005* 2005:171-5.
27. Wang YN, Huang JC. The role of twinning and untwinning in yielding behavior in hot-extruded Mg-Al-Zn alloy. *Acta Materialia* 2007;55 (3):897-905.
28. Myshlyaev MM, McQueen HJ, Mwembela A, Konopleva E. Twinning, dynamic recovery and recrystallization in hot worked Mg-Al-Zn alloy. *Materials Science and Engineering A* 2002;337 (1-2):121-33.
29. Gottstein G. *Physical Foundations of Materials Sciences*. Berlin Heidelberg, Germany: Springer-Verlag, 2004.
30. Mackenzie LWF, Lorimer GW, Humphreys FJ, Wilks T. Recrystallization behaviour of two magnesium alloys. *Materials Science Forum* 2004;477-482:477-82.
31. Galiyev A, Kaibyshev R, Gottstein G. *Acta Mater* 2001;49:1199–207.
32. J. Bohlen et al, The texture and anisotropy of magnesium–zinc–rare earth alloy sheets *Acta Materialia* 55 (2007) 2101–2112.
33. Randle V. Randle and O. Engler, *Introduction to texture analysis macrotexture, microtexture and orientation mapping*, Gordon and Breach science publishers, 2000.
34. S. Yi, *Investigation on the deformation behaviour and the texture evolution in magnesium wrought alloy AZ31*, PhD thesis, TU. Clausthal, 2005.
35. Francisco cruz, *Textura cristalográfica*, *REVISTA MEXICANA DE FÍSICA* 44 (3) 1988 222-230.
36. Y.N. Wang et al, *Texture analysis in hexagonal materials*, *Materials Chemistry and Physics* 81 (2003) 11–26.
37. L.W.F. Mackenzie, *The recrystallization and texture of magnesium–zinc–cerium alloys*, *Scripta Materialia* 59 (2008) 665–668.
38. K. Hantzsche et al, *Effect of rare earth additions on microstructure and texture development of magnesium alloy sheets*, *Scripta Materialia* 63 (2010) 725–730.
39. D. Wu et al, *Excellent room-temperature ductility and formability of rolled Mg–Gd–Zn alloy sheets* *Journal of Alloys and Compounds* 509 (2011) 2856–2863.

40. Y. Chino et al, Texture and stretch formability of a rolled Mg–Zn alloy containing dilute content of Y, *Materials Science and Engineering A* 513–514 (2009) 394–400 Texture.
41. Sandlöbes S et al., *On the role of non-basal deformation mechanisms for the ductility of Mg and Mg–Y alloys*, *Acta Mater*, 2010.
42. S.L. Curling, J.F. Pashak, L. Sturkey, *Trans. ASM.* 51 (1958) 94. Patridge PG. The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals. *Metallurgical Reviews* 1967;12:169-94.
43. Kree V, Bohlen J, Letzig D, Kainer KU. *Pract. Metallogr.* 2004;41:233-46.
44. DIN EN 50600. DIN-Materialprüfnormen für metallischen Werkstoffe 1 1980-03; Metallographische Gefügebilder, Abbildungsmaßstäbe und Formate.
45. DIN EN 50125. DIN-Materialprüfnormen für metallischen Werkstoffe 1 2000:81-8.
46. M. R. Barnett et al., *Deformation microstructures and textures of some cold rolled Mg alloys*, *Materials Science and Engineering*, 2004.
47. Sandlöbes S et al., *On the role of non-basal deformation mechanisms for the ductility of Mg and Mg–Y alloys*, *Acta Mater*, 2010.
48. Formabilidad
49. S.R. Agnew, M.H. Yoo, C.N. Tome, *Acta Mater.* 49 (2001) 4277
50. Coreano.
51. Sangbong Yi, Mechanical anisotropy and deep drawing behaviour of AZ31 and ZE10 magnesium alloy sheets, *Acta Materialia* 58 (2010) 592–605
52. O. Duygulu, S.R. Agnew, *Magnes. Technol.* (2003) 237–242.
53. Jonathan Inzunza, Role of Nd and Y additions on the deformation mechanisms of Mg sheets, thesis universidade de aveiro, 2011.